



# Étude de l'influence des singularités créées par la technique de placement de fibres automatisé sur les performances des matériaux composites

Marine Lan

## ► To cite this version:

Marine Lan. Étude de l'influence des singularités créées par la technique de placement de fibres automatisé sur les performances des matériaux composites. Matériaux. Université de Bretagne Sud, 2016. Français. NNT : 2016LORIS390 . tel-01337616

**HAL Id: tel-01337616**

**<https://theses.hal.science/tel-01337616>**

Submitted on 27 Jun 2016

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



**THESE DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD**

*sous le sceau de l'Université Bretagne Loire*

pour obtenir le titre de  
**DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD**  
*Mention : Sciences pour l'ingénieur*  
**Ecole doctorale SICMA**

présentée par

**Marine LAN**

Préparée au sein de la Fédération de Recherche en Evolution n°3744  
Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL)

# **Etude de l'influence des singularités créées par la technique de placement de fibres automatisé sur les performances des matériaux composites**

**Thèse soutenue le 12 Janvier 2016**

devant le jury composé de :

**M. Christophe Binetruy**

Professeur, Ecole Centrale de Nantes / Rapporteur

**M. Damien Soulat**

Professeur, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Industries Textiles / Rapporteur

**M. Gilles Ausias**

Maitre de conférence, Université de Bretagne Sud / Examineur

**M. Joël Bréard**

Professeur, Université du Havre / Examineur

**M. Denis Cartié**

Docteur, Responsable études composites, Coriolis Composites / Examineur

**M. Julien Férec**

Maitre de conférence, Université de Bretagne Sud / Examineur

**M. Christophe Baley**

Professeur, Université de Bretagne Sud / Directeur de thèse

**M. Peter Davies**

Ingénieur de recherche HDR, IFREMER / Co-directeur de thèse

**M. Alexandre Hamlyn**

Directeur, Coriolis Composites / Invité



*« Ce qui est important, ce n'est, ni d'être optimiste,  
ni pessimiste, mais d'être déterminé. »*

***Jean Monnet***





# Remerciements

---

Ces travaux ont été réalisés au sein de l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL) de l'université de Bretagne Sud situé à Lorient en collaboration avec l'Institut Français de Recherche pour l'Exploitation de la mer (IFREMER) situé à Brest. Je remercie la région Bretagne ainsi que le conseil Général du Morbihan pour le financement de ces travaux de recherche.

Je remercie sincèrement Monsieur Christophe BINETRUY, Professeur à l'Ecole Centrale de Nantes ainsi que Monsieur Damien SOULAT, Professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Industries Textiles d'avoir accepté la lourde tâche de rapporteur. Merci également à Monsieur Gilles AUSIAS, Maître de conférence à l'Université de Bretagne Sud, Monsieur Joël BREARD, Professeur à l'Université du Havre ainsi que Monsieur Julien FEREC, Maître de conférence à l'Université de Bretagne Sud, de m'avoir fait l'honneur d'examiner mon travail.

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements à mes encadrants, Christophe BALEY et Peter DAVIES, qui m'ont guidée durant ces trois années. Merci pour votre gentillesse, votre générosité, pour la confiance que vous m'avez accordée et pour nos multiples échanges aussi bien sur le plan scientifique que sur le plan humain. Je ne saurais oublier votre disponibilité malgré vos nombreuses charges et nombreux déplacements. Merci également d'avoir fait des matériaux composites mes nouveaux alliés !

Ces travaux ont été conduits en étroite collaboration avec l'entreprise Coriolis Composites. Je remercie de ce fait Madame Clémentine GALLET et Monsieur Alexandre HAMLYN d'avoir mis à ma disposition les moyens nécessaires à la réalisation de cette thèse. J'adresse un remerciement particulier à Denis CARTIE pour avoir participé à l'encadrement et pour avoir contribué au bon déroulement de ces travaux. A travers mes remerciements, je pense également au personnel de Coriolis Composites et principalement aux membres du bureau composite avec qui j'ai eu l'occasion de travailler. Merci ainsi à Mathieu, Amaury, Olivier, Gildas, Jean-Philippe,... Merci également aux stagiaires (Thibaut, Anaëlle et Clément) qui ont contribué aux résultats de ces travaux de recherche.

Merci à l'ensemble du personnel que j'ai côtoyé et qui a contribué de près ou de loin à l'avancement de mes travaux. Tout d'abord, merci à Hervé et Isabelle pour leur aide précieuse lors de la réalisation des essais et surtout pour le temps passé lors du collage des jauges de

déformations sur mes éprouvettes... ! Merci à Anthony pour les nombreux dépannages du MEB... Sacré filament, tiens ! Merci également à Antoine K. pour m'avoir aidée lors des essais sur les biocomposites et pour ses nombreux conseils. Merci également à Yves, Alain, Antoine LD., Mickaël, Jean-François, Guillaume, Stéphane, Bastien, Benjamin, Françoise, Antoine J., Pierre... avec qui j'ai pu échanger et partager au cours de ces trois années de thèse. Je remercie également l'ensemble du personnel du service Matériaux et Structure de l'IFREMER pour leur accueil lors de mes visites. Un remerciement particulier pour Luc et ses longues heures passées devant son ordinateur lors de l'analyse C-Scan de mes échantillons.

Maintenant passons aux choses sérieuses... Un grand merci aux doctorants qui ont fait de ces trois années des moments inoubliables ! Merci tout d'abord à Marie-Aline, qui a été ma première partenaire de bureau et qui m'a permis de m'intégrer si facilement. Merci également à Laetitia, Anaëlle, Morgan et Nicolas qui m'ont initiée aux « goûters commérages » et aux sorties endiablées qui ont égayé mes journées et mes soirées ! Une pensée particulière pour Morgan, qui depuis le début et jusqu'à la fin, a toujours su trouver les mots réconfortants et hilarants pour me remonter le moral ! Je n'oublie pas non plus les doctorants des laboratoires voisins qui ont également participé à la bonne ambiance générale lors d'illustres soirées ! Les « nouveaux » doc's (qui ne sont plus vraiment nouveaux pour certains) ont ensuite pris la relève. Merci pour les bons moments passés à vos côtés : Clément, Morgane, Clara, Aparna, Justin, Antoine L., Mickaël, Camille... L'ambiance au sein de l'équipe est au top grâce à vous ! Je ne saurais oublier les membres du plateau technique Compositic : Kevin, Romain, Yves-Marie et Clément, pour votre bonne humeur communicative à chacune de mes visites.

Après réflexion, « *la grandeur d'un métier est peut être avant tout d'unir les hommes [...]* ».

(Antoine de Saint-Exupéry)

Je remercie également ma famille pour leur soutien indéfectible. Un merci tout d'abord à mes parents pour avoir supporté mes doutes et principalement lors des derniers jours de rédaction... Un merci particulier à ma correctrice attitrée (merci maman !) qui a passé de longues heures à relire mon manuscrit pour dénicher les anomalies ! Je remercie également mes deux grandes sœurs (corrigeuses partielles), mes neveux et ma nièce pour leur bonne humeur et pour m'avoir changé les idées dès que possible.

Enfin, je souhaite remercier Romain pour son soutien sans faille et pour m'avoir supportée moi et mes angoisses ! Tu auras su me donner le sourire même dans les moments les plus difficiles...

# Contributions scientifiques

---

## Publications

### **Porosity in Ocean Racing Yacht Composites: a Review**

Baley C., Lan M., Davies P., Cartié D.  
Applied Composites Material. 22, 13-28 (2014)

### **Analysis of flax fibres viscoelastic behavior at micro and nano scales**

Keryvin V., Lan M., Bourmaud A., Parenteau T., Charleux L., Baley C.  
Composite Part A : Applied Science and Manufacturing. 68, 219-225 (2015).

### **Microstructure and tensile properties of carbon–epoxy laminates produced by automated fibre placement: Influence of a caul plate on the effects of gap and overlap embedded defects.**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.  
Composite Part A : Applied Science and Manufacturing. 78, 124-134 (2015)

### **Influence of embedded gap and overlap fiber placement defects on the microstructure and shear and compression properties of carbon-epoxy laminates.**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.  
Composite Part A : Applied Science and Manufacturing. 82, 198-207 (2016)

### **Bio-composites production by the automated fiber placement process.**

Baley C., Kervoele A., Lan M., Cartié D., Le Duigou A., Bourmaud A., Davies P.  
Materials and Design. Article accepté.

## Communications orales

### **Étude de l'influence des singularités créées par la technique de « placement automatisé de fibres » sur les performances des matériaux composites**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.  
4ème Journée des doctorants de l'Ecole Doctorale SICMA  
25 Septembre 2014 – Brest

### **Influence locale des singularités gap et overlap créées par le procédé de placement de fibres automatisé sur les propriétés de stratifiés carbone-époxy**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.  
Journée Scientifique et Technique  
12 Mars 2015 – Cachan

**Influence of gap and overlap singularities created by automated fiber placement on the properties of carbon-epoxy laminates**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.

The Second Symposium on Automated Composites Manufacturing

23 et 24 Avril 2015 – Montréal, Canada

**Microstructure et propriétés en cisaillement plan de stratifiés carbone-époxy réalisés par placement de fibres automatisé: influence des singularités gap et overlap**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.

19ème Journées Nationales des Composites

29, 30 juin et 01 juillet 2015 - Lyon

**Communications par affiche**

**Étude de l'influence des singularités créées par la technique de « placement automatisé de fibres » sur les performances des matériaux composites**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.

18ème Journées Nationales des Composites

12, 13 et 14 Juin 2013 – Nantes

**Study of the influence of singularities created by automated fiber placement on the performance of composite materials for naval structures**

Lan M., Cartié D., Davies P., Baley C.

Innov'sail

26, 27 et 28 Juin 2013 – Lorient

# Table des matières

---

## Remerciements

## Contributions scientifiques

## Introduction générale ..... -1-

## Chapitre I – Etude bibliographique ..... -5-

### I.1 Généralités sur les matériaux composites ..... -5-

#### 1.1. Définitions ..... -5-

#### 1.2. Les constituants ..... -6-

##### 1.2.1. Les renforts ..... -6-

##### 1.2.2. Les matrices ..... -7-

#### 1.3. Les préimprégnés ..... -9-

##### 1.3.1. Les préimprégnés à matrice thermodurcissable ..... -10-

##### 1.3.2. Les préimprégnés à matrice thermoplastique ..... -12-

### I.2 Les procédés de mise en œuvre des matériaux composites structuraux ..... -13-

#### 2.1. Généralités ..... -13-

#### 2.2. Le procédé de placement de bande (ATL) ..... -14-

#### 2.3. Le procédé de placement de fibres automatisé (AFP) ..... -15-

### I.3 Caractéristiques du placement de fibres automatisé ..... -19-

#### 3.1. Définition des trajectoires de drapage ..... -19-

#### 3.2. Limitation de placement de fibres automatisé ..... -21-

##### 3.2.1. *Steering* : rayon de courbure minimum ..... -21-

##### 3.2.2. Singularités : gap et overlap ..... -22-

##### 3.2.3. Coupe des rubans : longueur minimale ..... -24-

#### 3.3. Conséquences des limitations sur les performances des matériaux composites ..... -25-

##### 3.3.1. Influence de la présence de steering ..... -25-

##### 3.3.2. Influence de la présence de gap et overlap ..... -28-

### I.4 Influence des défauts sur les propriétés mécaniques dans les matériaux composites ..... -33-

#### 4.1. Influence de la présence de porosités ..... -33-

#### 4.2. Influence du désalignement des fibres ..... -37-

#### 4.3. Influence du taux volumique local et de la distribution des fibres ..... -39-

## Chapitre II – Matériaux et méthodes expérimentales ..... -45-

### II.1 Présentation du préimprégné carbone-époxy Hexply 8552/AS4 ..... -45-

### II.2. Mise en œuvre des stratifiés ..... -47-

#### 2.1. Drapage manuel ..... -47-

2.2. Description du robot utilisé pour le drapage automatisé .....	-48-
2.3. Règles de drapage imposées par les constructeurs aéronautiques .....	-50-
2.4. Procédé autoclave .....	-51-
II.3 Analyse de la morphologie des stratifiés .....	-54-
3.1. Analyse C-Scan .....	-54-
3.2. Analyse des microstructures .....	-54-
3.3. Traitement et analyse d'images .....	-55-
II.4 Définition des essais expérimentaux .....	-55-
4.1. Essais mécaniques dans le plan .....	-55-
4.1.1. <i>Essais de traction</i> .....	-56-
4.1.2. <i>Essais de compression</i> .....	-57-
4.1.3. <i>Essais de cisaillement plan</i> .....	-58-
4.2. Essais de cisaillement interlaminaire .....	-61-
4.3. Essais de délaminage .....	-62-
4.3.1 <i>Mode I</i> .....	-63-
4.3.2 <i>Mode II</i> .....	-65-
4.4 Essais de plaque sous pression .....	-67-
4.5. Outils de mesure des déformations et de l'endommagement .....	-68-
4.5.1 <i>Dispositif de corrélation d'images</i> .....	-68-
4.5.2 <i>Emission acoustique</i> .....	-70-
<b>Chapitre III – Influence des singularités gap et overlap sur les propriétés dans le plan de stratifiés carbone-époxy .....</b>	<b>-73-</b>
III-1 Description des singularités étudiées .....	-73-
1.1. Singularité GAP .....	-74-
1.2. Singularité OVERLAP .....	-74-
III-2 Influence des singularités sollicitées en traction .....	-75-
2.1. Séquence d'empilement $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$ .....	-75-
2.1.1. <i>Description de la séquence d'empilement</i> .....	-75-
2.1.2. <i>Analyse santé-matière</i> .....	-77-
2.1.3. <i>Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés</i> .....	-79-
2.1.4. <i>Résultats des essais mécaniques</i> .....	-83-
2.1.5. <i>Bilan</i> .....	-87-
2.2. Séquence d'empilement $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ .....	-88-
2.2.1. <i>Description de la séquence d'empilement</i> .....	-88-
2.2.2. <i>Analyse santé-matière</i> .....	-89-
2.2.3. <i>Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés</i> .....	-91-
2.2.4. <i>Résultats des essais mécaniques</i> .....	-94-
2.2.5. <i>Bilan</i> .....	-97-

2.3. Séquence d'empilement [90°/0°/90° <sub>2</sub> /0°/90°]	-98-
2.3.1. Description de l'empilement	-98-
2.3.2. Analyse santé-matière	-99-
2.3.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés	-99-
III.3 Influence des singularités sollicitées en compression	-103-
3.1. Description de l'empilement	-103-
3.2. Analyse santé-matière	-104-
3.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés	-106-
3.4. Résultats des essais mécaniques	-109-
3.5. Bilan	-113-
III.4 Influence des singularités sollicitées en cisaillement plan	-113-
4.1. Description de l'empilement	-113-
4.2. Analyse santé-matière	-114-
4.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés	-115-
4.4. Résultats des essais mécaniques	-119-
4.4.1. Résultats des essais de cisaillement plan	-119-
4.4.2. Résultats des essais de charge/décharge	-124-
4.5 Bilan	-128-
III.5 Conclusion de l'influence des singularités gap et overlap sur le comportement dans le plan de stratifiés carbone-époxy	-128-
<b>Chapitre IV – Influence des singularités gap et overlap sur les propriétés hors plan de stratifiés carbone-époxy</b>	<b>-133-</b>
IV.1 Cisaillement interlaminaire	-133-
1.1. Propriétés en cisaillement interlaminaire des plis orientés à 90°	-134-
1.1.1. Description des éprouvettes	-134-
1.1.2. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés	-135-
1.1.3. Résultats des essais mécaniques	-136-
1.2. Propriétés en cisaillement interlaminaire des plis orientés à 0°	-141-
1.2.1. Description des éprouvettes	-141-
1.2.2. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés	-142-
1.2.3. Résultats des essais mécaniques	-143-
1.3 Bilan	-147-
IV.2 Etude du délaminage en Mode I et en Mode II	-148-
2.1 Description des éprouvettes	-148-
2.2 Résultats des essais mécaniques pour le délaminage en Mode I	-149-
2.3 Résultats des essais mécaniques pour le délaminage en Mode II	-157-
2.4 Bilan	-164-



IV.3 Etude des panneaux de structure .....	-165-
3.1 Description des éprouvettes .....	-166-
3.2 Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés .....	-167-
3.3 Résultats des essais mécaniques .....	-168-
3.4 Bilan .....	-178-
IV.4 Conclusion de l'influence des singularités gap et overlap sur le comportement hors plan de stratifiés carbone-époxy .....	-179-
<b>Chapitre V –Mise en œuvre de biocomposites par le procédé de fibres automatisé .....</b>	<b>-183-</b>
V.1 Le développement des biocomposites .....	-184-
1.1. Les biocomposites .....	-184-
1.2 Les composites à matrice thermoplastique mis en œuvre par AFP .....	-184-
1.3 Tenue en température des fibres de lin de la matrice PP .....	-185-
V.2 Matériaux et méthodes .....	-186-
2.1 Présentation des matériaux utilisés dans l'étude .....	-186-
2.1.1 Rubans de préimprégné lin-PP réalisés par extrusion .....	-186-
2.1.2 Rubans lin-PP réalisés par calandrage .....	-188-
2.2 Drapage par procédé de placement de fibres automatisé .....	-189-
2.3 Transformation sous presse à plateaux chauffants .....	-191-
2.4 Observations de la microstructure des stratifiés .....	-192-
V.3 Drapage des rubans lin-PP par le procédé AFP .....	-192-
3.1 Drapage de rubans lin-PP réalisés par extrusion .....	-192-
3.1.1 Mise en œuvre .....	-192-
3.1.2 Analyse de la section des stratifiés après l'étape de drapage par AFP .....	-194-
3.1.3 Bilan .....	-195-
3.2 Drapage de rubans lin-PP réalisés par calandrage .....	-195-
3.2.1 Mise en œuvre .....	-195-
3.2.2 Analyse de la section des stratifiés après l'étape de drapage par AFP .....	-196-
3.2.3 Analyse de la section des stratifiés après l'étape de post-consolidation .....	-197-
3.2.4 Comparaison des propriétés mécaniques des empilements lin-PP .....	-199-
3.2.5 Bilan .....	-204-
V.4 Conclusions et perspectives sur la mise en œuvre de biocomposites par le procédé d'AFP .....	-205-
<b>Conclusion générale .....</b>	<b>-207-</b>
<b>Annexes .....</b>	<b>-215-</b>
<b>Références bibliographiques .....</b>	<b>-241-</b>

# Introduction générale

---

Aujourd'hui, l'engouement pour les matériaux composites dans le domaine industriel n'est plus à prouver. En effet, leur qualité d'allègement des structures du fait de leur faible masse volumique couplée à de bonnes propriétés mécaniques sont un atout majeur. La résistance, la rigidité, la tenue en fatigue, l'absence de corrosion et la bonne tenue aux agents chimiques sont des avantages d'une liste non exhaustive déjà prouvées dans de multiples domaines d'applications. Les pièces en matériaux composites font ainsi partie intégrante de structures dans des secteurs de pointes tel que l'aéronautique, le spatial, le nautisme, les énergies renouvelables, etc. Prenons l'exemple du secteur aéronautique. En moins de 10 ans, le pourcentage de ces matériaux est passé de 20 % à 50 % de la masse de la structure. Parmi les nombreux autres atouts de ces matériaux innovants, leur moulage permet d'obtenir directement une pièce de forme complexe par rapport aux matériaux métalliques. Par conséquent, le nombre de pièces assemblées peut être limité, les temps de montage peuvent être raccourcis favorisant ainsi une diminution des coûts de production et de main d'œuvre.

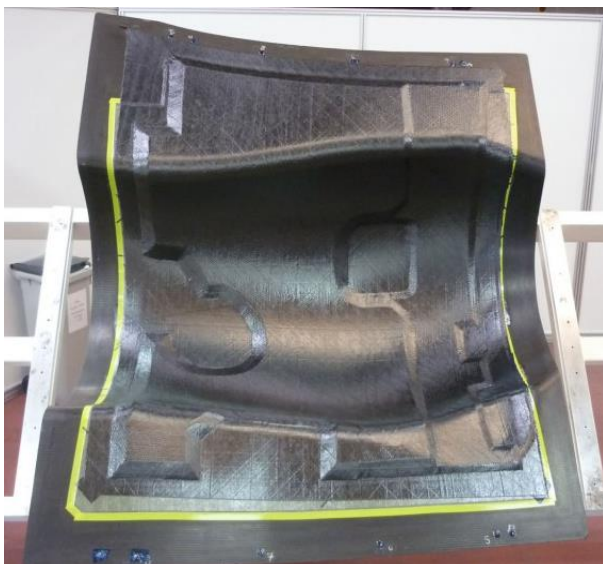
Les stratifiés utilisés dans la réalisation des pièces structurelles sont généralement constitués d'empilements de plis dont l'orientation des fibres est déterminée en fonction des propriétés souhaitées. Traditionnellement drapées à la main, ces structures composites ont vu leur procédé de mise en œuvre évoluer au fil des années afin de répondre aux exigences de qualité, de productivité, de performances mécaniques et de répétabilité. Parmi les nombreuses techniques de fabrication développées, le procédé de placement de fibres automatisé (« Automated Fiber Placement », AFP) a fait ses preuves car il permet de répondre à ces nouvelles exigences. Cette technologie repose ainsi sur la dépose de bandes composées de rubans de préimprégné unidirectionnels, de petites largeurs, permettant le drapage de grandes surfaces de géométries complexes et variées.

La capacité des machines AFP à définir des trajectoires, permettant de draper des stratifiés présentant localement des changements d'orientation de plis d'épaisseurs variables, peut améliorer les performances structurelles des pièces en composite (Figure 0. 1). L'optimisation des trajectoires de drapage (Figure 0. 1 (ii)), favorisant une réduction de la quantité de matière déposée, peut entraîner l'apparition de défauts en fonction de la géométrie de la pièce

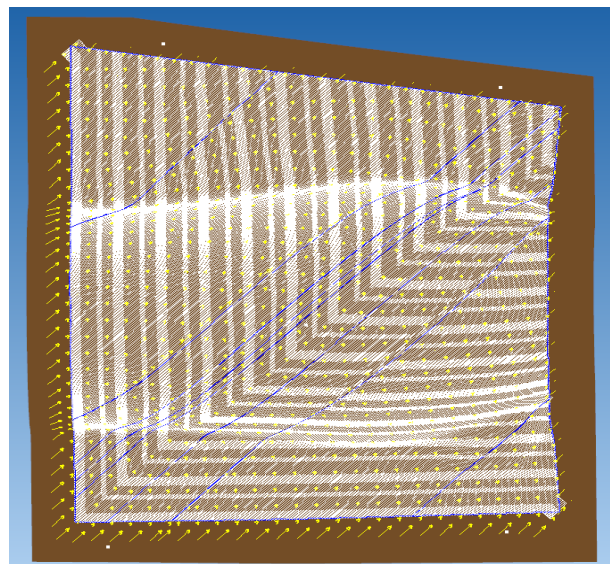
fabriquée. Ces défauts, plus communément nommés sous le terme de « singularités », peuvent être de natures différentes : un overlap étant un recouvrement de rubans ou un gap correspondant à un espace entre les rubans. La formation de zones triangulaires lors de la découpe des rubans par sectorisation ainsi que leur désalignement lors du drapage de pièces avec un rayon de courbure important peuvent également apparaître. Ces singularités inévitables sont propres à la technologie de placement de fibres automatisé. Elles sont cependant maîtrisées et contrôlées lors de la définition des trajectoires de drapage.

Mais quelles sont leurs réelles conséquences sur les structures composites ?

Certes, l'utilisation des nouveaux procédés automatisés est performante. Mais il est nécessaire de maîtriser les conséquences du drapage sur les pièces de structure composite ainsi que les performances mécaniques finales des matériaux utilisés.



(i)



(ii)

**Figure 0. 1** - (i) Pièce de géométrie complexe de l'Airbus A318 fabriquée par le procédé de placement de fibre automatisé [1] ;  
(ii) Optimisation de la trajectoire de drapage de la pièce définie par le logiciel CADfiber® développé par la société Coriolis Composites [2]

Les travaux de recherche présentés dans cette thèse portent sur l'étude de l'influence des singularités, créées par le procédé de placement de fibres automatisé, sur les performances de stratifiés carbone-époxy. Les aspects matériaux, morphologie, microstructure et propriétés mécaniques seront ainsi traités et développés dans l'ensemble de ce manuscrit.

Le premier chapitre a pour but tout d'abord de rappeler dans une étude bibliographique, les notions fondamentales concernant les matériaux composites à matrice polymère et renforcés par des fibres longues. Les techniques de mise en œuvre de ces matériaux seront ensuite abordées à travers la description des différentes techniques de drapage automatisé permettant la fabrication de pièces structurales en préimprégné composite. Un état de l'art sera ensuite réalisé sur l'influence des limites et des singularités engendrées par l'optimisation des trajectoires de drapage de pièces de formes complexes avec le procédé de placement de fibres. Enfin, dans la dernière partie de ce chapitre, une liste exhaustive des défauts pouvant apparaître lors de la mise en œuvre ou constatés après la mise en œuvre des matériaux composites structuraux sera analysée.

La description des matériaux et méthodes expérimentales utilisées dans le cadre de cette étude sont ensuite introduites dans un second chapitre. Une première partie est consacrée au préimprégné carbone-époxy utilisé pour la fabrication des stratifiés. Une description des étapes de drapage avec le procédé de placement de fibres automatisé développé par la société Coriolis Composites® ainsi que les étapes de mise en œuvre par autoclave seront ensuite détaillées. Les méthodes utilisées pour l'analyse de la morphologie des empilements par observation au Microscope Electronique à Balayage seront également décrites. Enfin, les moyens de caractérisations mécaniques seront détaillés à la fin de ce chapitre.

Une étude expérimentale de l'influence des singularités gap et overlap à travers la réalisation d'essais mécaniques dans le plan sur des stratifiés est proposée dans le troisième chapitre. Les singularités étudiées, de géométries variées, seront introduites volontairement lors de la phase de drapage afin d'étudier les situations les plus « critiques ». En fonction des configurations des empilements étudiés ainsi que des configurations des singularités, une analyse des microstructures et des propriétés mécaniques en traction, compression et cisaillement plan sera réalisée.

Le quatrième chapitre est consacré à l'étude de sollicitations mécaniques hors-plan permettant de déterminer l'impact des singularités gap et overlap. Les mêmes configurations de singularités présentées dans le chapitre précédent seront étudiées mais dans des empilements différents. Des essais de cisaillement interlaminaire, des essais de délaminage en mode I et en mode II seront ainsi réalisés. Pour approfondir les premiers travaux effectués à l'échelle d'éprouvette, des essais sur des plaques carbone-époxy seront également sollicités sous

pression. Ces essais ont pour objectif de se rapprocher du comportement d'un élément de structure sans l'utilisation d'un montage d'essai spécifique.

Enfin dans le dernier chapitre, l'intérêt est porté sur la mise en œuvre de bio-composites par le procédé de placement de fibres automatisé. Deux configurations de rubans renforcés par des fibres de lin et une matrice Polypropylène, fabriqués par extrusion et calandrage, seront ainsi mises en œuvre avec la technologie AFP. Des essais de drapabilité seront dans un premier temps réalisés, puis les propriétés mécaniques seront mesurées et comparées à celles des stratifiés fabriqués à l'aide d'une presse à plateaux chauffants.

Pour clore ce manuscrit de thèse, nous présenterons les conclusions générales et exposerons les perspectives de ces travaux. Les points importants évoqués dans chacun des chapitres seront ainsi détaillés, corrélés et argumentés.

# Chapitre I - Etude bibliographique

---

Ce premier chapitre présente un état de l'art des connaissances sur la transformation et la fabrication de stratifiés composites à partir de semi-produits préimprégnés mise en œuvre par des procédés automatisés. L'objectif est ainsi de permettre au lecteur de pouvoir cerner les problématiques abordées dans les différents travaux présentés dans ce manuscrit. Après une présentation générale des matériaux composites et particulièrement des semi-produits préimprégnés utilisés dans le domaine aéronautique, les différents procédés de mise en œuvre de ces semi-produits sont détaillés dans une seconde partie afin de mettre en évidence les origines du développement de procédés automatisés tel que le procédé de placement de fibres (AFP) qui permet d'assurer la qualité et la reproductivité des pièces fabriquées tout en permettant la réalisation de structures de géométrie complexe. L'utilisation de ce type de procédé automatisé entraîne cependant la création de singularités inévitables mais maîtrisées. La troisième partie de ce chapitre est ainsi consacrée à ces singularités et à leurs impacts sur les différentes géométries de pièces fabriquées. Enfin, la quatrième et dernière partie de cette étude bibliographique traite des différents défauts (porosités, variation du taux volumique de fibres local, ...) pouvant apparaître lors de la fabrication et la mise en œuvre de composites hautes performances.

## **I.1 Généralités sur les matériaux composites structuraux**

### **1.1. Définition**

Un composite est défini comme étant un assemblage d'au moins deux matériaux non miscibles mais ayant une forte capacité d'adhésion [3,4]. Les qualités respectives de ces constituants associés se complètent pour former un matériau aux performances spécifiques (mécaniques, thermiques, électriques mais également chimiques). Plus généralement, un matériau composite est décrit comme un matériau formé d'un renfort (arrangement de fibres jouant le rôle d'ossature) et d'une matrice (jouant le rôle de liant). La qualité d'un composite dépend principalement de la nature des matériaux utilisés mais également de la qualité de l'interface entre le renfort et la matrice qui joue un rôle important sur le comportement mécanique. La maîtrise des procédés de mise en œuvre est donc tout aussi indispensable que le choix des constituants [5].

Les nombreuses combinaisons possibles entre renforts et matrices permettent d'offrir un éventail de propriétés permettant de s'adapter à de nombreux domaines d'applications [6] tels que les produits de grande consommation (le matériel de sport par exemple) mais aussi dans les systèmes industriels, dans l'industrie du transport (aérien [7], spatial, maritime [8], ferroviaire, automobile) et depuis peu dans l'industrie du bâtiment [9]. Les matériaux composites peuvent ainsi être divisés en deux catégories : les composites de grande diffusion (GD) et les composites dits de haute performance (HP). Les composites de grande diffusion utilisent des matières premières et des moyens de fabrication peu onéreux (moins de 5€/kg) pour la fabrication en grande série (injection de fibres courtes essentiellement). Ils sont généralement destinés à des pièces non ou peu sollicitées avec un taux de renfort avoisinant les 30 % (en masse). Les composites de haute performance présentent quant à eux des propriétés mécaniques spécifiques élevées et un coût de fabrication unitaire important. Le taux de renforcement est généralement supérieur à 50 % afin d'assurer la rigidité et la résistance mécanique des pièces fabriquées. Ces matériaux sont les plus employés dans le secteur aéronautique du fait de leurs performances et de leur légèreté [10].

## 1.2. Les constituants

### 1.2.1. Les renforts

Les renforts sont des éléments qui assurent l'essentiel de la rigidité et de la résistance du matériau final dans leur direction principale. Ils supportent ainsi la plus grosse partie des efforts mécaniques imposés sur les pièces fabriquées. Les renforts peuvent être caractérisés par leur nature, leur forme ainsi que par leur architecture finale. Ils peuvent être ainsi subdivisés en trois catégories (Figure I. 1): les composites à particules, les composites renforcés de fibres courtes et les composites renforcés de fibres longues.

#### - Les composites à particules

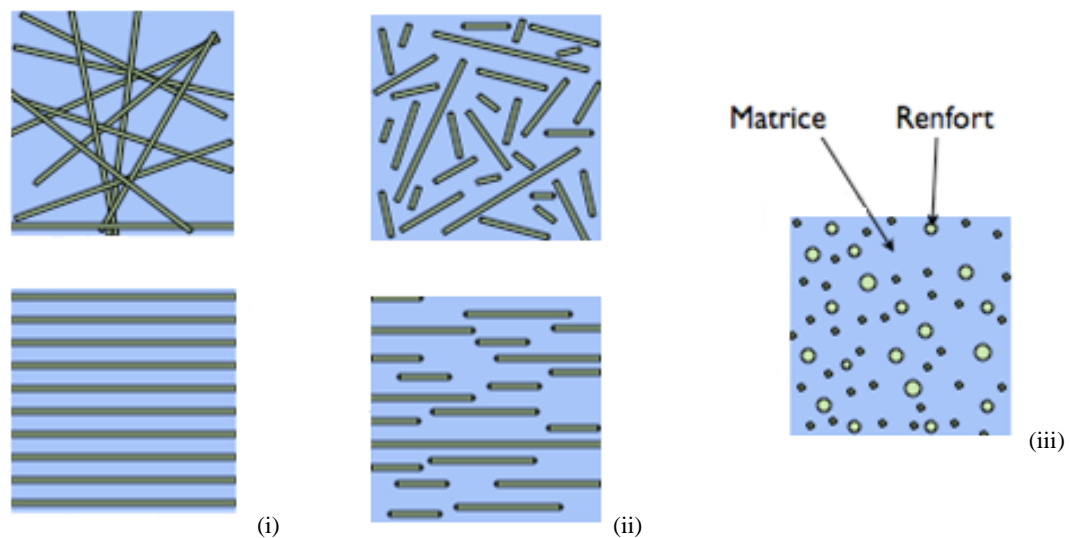
Les renforts utilisés pour la mise en œuvre de ces composites sont de nature particulaire et de taille relativement petite devant les autres dimensions du matériau. Répartis de manière aléatoire sous différentes formes (poudres, billes, charges, ...) dans la matrice, ces renforts permettent d'augmenter les propriétés du matériau final sans les orienter. Ces particules permettent également d'améliorer la tenue à la température, d'augmenter la résistance à l'usure et à l'abrasion mais également de réduire le retrait et la friction au sein des pièces fabriquées.

- Les composites renforcés de fibres courtes

Ces composites renforcés sont quant à eux constitués de fibres courtes, d'une longueur inférieure à 10 mm, et discontinues. Les renforts peuvent être distribués aléatoirement dans un plan comme les mâts par exemple.

- Les composites renforcés de fibres longues

Les renforts utilisés pour la mise en œuvre de ce type de composite ont une longueur nettement supérieure aux dimensions de leur section transversale, généralement comprises entre 10 et 70 mm. Ils peuvent se présenter sous forme de fibres longues, réparties de manière à favoriser les propriétés dans une ou plusieurs directions du matériau en fonction des sollicitations imposées à la pièce fabriquée (nappe unidirectionnelle, tissus, ...). La nature des fibres peut être organique (polymère, végétale, animale) ou inorganique (minéral). Les fibres d'origine minérale telles que les fibres de verre ou de carbone sont les plus utilisées.



**Figure I.1** - Les structures géométriques des composites : (i) les fibres longues ; (ii) les fibres courtes ; (iii) les particules [11]

### 1.2.2. Les matrices

La matrice présente dans les matériaux composites a quant à elle le rôle d'assurer la cohésion de la structure et de transférer les flux d'efforts entre les plis et les fibres. Elle détermine également les conditions d'utilisation en température et de mise en œuvre afin de garantir la tenue à l'environnement (corrosion, vieillissement). Il est d'usage de classer les matériaux composites en fonction de la nature de la matrice. Il existe ainsi trois catégories : les composites à matrice métallique (CMM), les composites à matrice céramique (CMC) et les



composites à matrice organique (CMO). Les composites à matrice métallique ont été développés afin de concilier les qualités des métaux et les caractéristiques des matériaux composites. Malgré leurs performances importantes, ces composites sont exclusivement réservés à des applications exigeantes, telle que la fabrication de moteurs dans le secteur automobile du fait de leur coût de fabrication élevé. Les composites à matrice céramique ont quant à eux été développés pour les applications nécessitant une résistance à très haute température principalement dans le domaine spatial et aéronautique. Leur utilisation est cependant limitée du fait de leur grande fragilité. Enfin, les composites à matrice organique sont les plus couramment utilisés. Les produits à matrices organiques représentent ainsi plus de 99 % des composites utilisés dans l'industrie. Il existe plusieurs natures de polymère utilisé dans la composition des composites à matrice organique. Il est cependant possible de distinguer les deux familles les plus importantes : les matrices thermodurcissables (TD) et les matrices thermoplastiques (TP).

- Les matrices thermodurcissables [4,12,13]

Les matrices thermodurcissables sont généralement associées à des fibres longues ou continues. Leur transformation nécessite une transformation chimique, nommée réticulation, permettant leur passage de l'état liquide à l'état solide. Pour permettre cette transformation, il est nécessaire d'ajouter des agents catalyseurs ou durcisseurs, dont la nature est fonction de la composition de la résine, et/ou de réaliser une étape de cuisson en température afin de durcir la matrice. Cette étape implique une transformation irréversible du matériau. Les matériaux composites à matrice thermodurcissable ne peuvent donc être mis en forme qu'une seule fois. L'utilisation de ces matrices dépend directement du cahier des charges de chaque pièce (résistance mécanique, température d'utilisation, etc.). Les quatre types de résines les plus couramment employées sont les polyesters, qui sont utilisés pour des applications de grande diffusion du fait de leur bon compromis entre leurs coûts et leurs performances ; les époxydes, qui sont les plus répandues dans la fabrication des structures primaires et secondaires de haute performance ; les phénoliques, utilisés principalement dans la réalisation des pièces intérieures des avions du fait de leur tenue au feu ainsi qu'aux hautes températures et les vinylesters, qui ont des propriétés équivalentes aux résines polyesters mais avec un coût plus important et une meilleure tenue à la corrosion.

- Les matrices thermoplastiques [4,12–14]

Les matrices thermodurcissables peuvent être, quant à elles, alternativement ramollies par chauffage et durcies par refroidissement ce qui facilite leur moulage par viscoplasticité. Généralement sous forme de chaînes linéaires (ou parfois ramifiées), ces polymères peuvent être amorphes (structure totalement désordonnée) ou semi-cristallins (structure sous forme de cristaux). Les thermoplastiques sont mis en œuvre à une température au-dessus de leur température de transition vitreuse pour les thermoplastiques amorphes, et au-dessus de leur température de fusion pour les thermoplastiques semi-cristallins. Cette nature de polymère présente ainsi l'avantage de pouvoir être soudée et thermoformée avec des cycles de transformation plus courts permettant une durée de vie illimitée. Cette transformation est par ailleurs réversible ce qui permet d'envisager leur revalorisation. Cependant, les propriétés de ces résines peuvent se dégrader après chaque transformation du fait de la modification de leur structure moléculaire à température élevée. La nature de ces polymères va principalement influencer certains phénomènes liés à leur mise en œuvre comme l'écoulement de la matrice, l'imprégnation des fibres de renforts ou les transferts de chaleur lors du chauffage et de la solidification. En effet, le principal obstacle à l'utilisation de résines thermoplastiques est leur viscosité élevée même à l'état fondu (elles peuvent être comprises entre  $10^3$  et  $10^6$  Pa.s) contrairement aux résines thermodurcissables (1 Pa.s). Les plus utilisées sont les matrices de grande diffusion comme le polypropylène (PP) qui ont une tenue mécanique située entre 60 et 90°C, les matrices techniques qui ont une tenue mécanique située entre 60 et 120°C, et les matrices de haute performance tels que le polyétherimide (PEI), le polysulfure de phénylène (PPS) et le polyéther-éther-cétone (PEEK) qui ont une tenue mécanique de l'ordre de 140°C.

### 1.3. Les préimprégnés

Le préimprégné est un produit semi-fini constitué de fibres de renfort continues imprégnées par de la résine. Les renforts utilisés se présentent sous différentes formes en fonction de leur application et des procédés permettant leur mise en œuvre. Ils peuvent ainsi se présenter sous la forme de nappes unidirectionnelles de tissu ou de mèches tressées à partir de nombreux filaments. Les résines utilisées se présentent quant à elles sous la forme de films ou sous forme liquide pour les résines thermodurcissables et sous la forme de films, de poudre, de fils ou de granulés pour les résines thermoplastiques. La répartition de la résine au sein des préimprégnés est homogène dans le matériau du fait du contrôle des taux massiques lors de sa fabrication. La reproductibilité des caractéristiques des matériaux est ainsi assurée. Les préimprégnés sont

caractérisés par leur type de fibres, leur masse surfacique, leur teneur en résine et leur épaisseur finale après leur mise en œuvre. Une comparaison des propriétés des composites thermodurcissables et thermoplastiques est réalisée dans le Tableau I. 1.

Les préimprégnés doivent présenter des propriétés de cohésion, de souplesse ou de pégosité (caractère collant de la matière permettant de mesurer l'adhésion du préimprégné sur lui-même ou sur l'outillage) ajustées permettant leur mise en œuvre. En fonction de la nature de la matrice utilisée ces caractéristiques peuvent cependant varier. Les différences entre ces deux natures de préimprégnés sont ainsi présentées dans la suite de ce manuscrit.

Propriétés des composites	Thermodurcissables	Thermoplastiques
<u>Mise en œuvre</u>		
<i>Viscosité de la résine</i>	Faible	Elevée
<i>Imprégnation</i>	Aisée	Difficile
<i>Température de mise en œuvre</i>	Faible	Elevée
<i>Réaction chimique durant la mise en œuvre</i>	Oui	Rarement
<i>Stabilité des préimprégnés</i>	Pauvre	Bonne
<i>Pégosité</i>	Bonne	Mauvaise
<i>Cycle de mise en œuvre</i>	Long	Court à long
<i>Post-formage</i>	Non	Oui
<i>Capacité de recyclage</i>	Limitée	Bonne
<u>Performance mécanique</u>		
<i>Propriétés mécaniques</i>	Faibles à bonnes	Bonnes
<i>Ténacité interlaminaire</i>	Faible	Elevée
<i>Résistance à l'endommagement</i>	Faible à bonne	Moyenne à bonne
<i>Résistance aux fluides et aux solvants</i>	Bonne	Pauvre à excellente

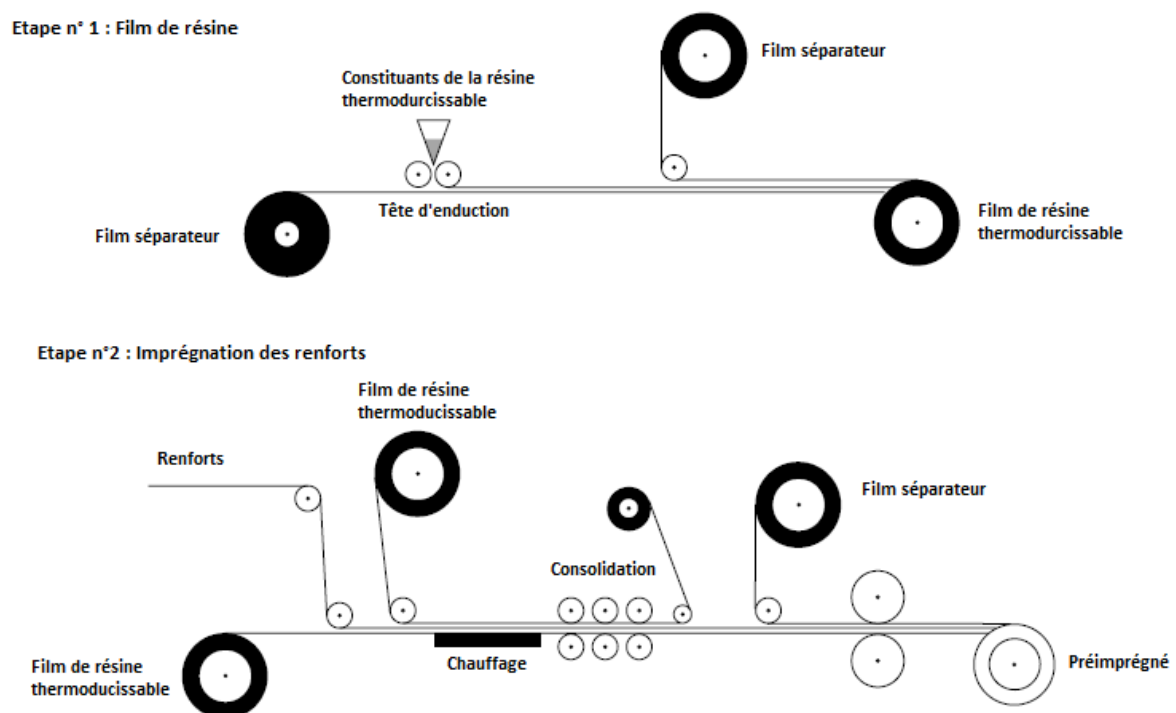
**Tableau I. 1** – Comparaison des propriétés des composites thermodurcissables et thermoplastiques [13]

### 1.3.1. Les préimprégnés à matrice thermodurcissable

Les préimprégnés à matrice thermodurcissable sont aujourd'hui les matériaux les plus couramment employés pour la fabrication de structures primaires et secondaires dans de nombreux domaines d'application. La forme de préimprégné la plus généralement utilisée se compose de nappes de renfort unidirectionnel imprégné. Cette configuration permet de faire varier l'orientation des fibres au sein des pièces fabriquées afin de répondre aux propriétés

mécaniques souhaitées en fonction des directions de sollicitation qui leurs sont appliquées. Les préimprégnés à matrice thermodurcissable sont ainsi divisés en deux catégories : les préimprégnés de grade 120°C, qui sont utilisés pour la fabrication de pièces composites prévue pour une température de service de 80°C à 90°C et les préimprégnés de grade 180°C, qui sont quant à eux prévus pour une température de service supérieure à 90°C.

La méthode de fabrication des préimprégnés à matrice thermodurcissable la plus fréquemment utilisée est la voie film (Figure I. 2). La première étape consiste à réaliser un film de matrice, à partir de solution liquide, d'épaisseur constante en rapport avec le grammage souhaité dans le matériau final. La matrice est alors à l'état semi-solide. Ce film est ensuite déposé sur une feuille de polyéthylène. La seconde étape consiste ensuite à appliquer ce film sur chaque face d'une nappe de fibres afin de constituer le préimprégné. Lors de l'imprégnation des fibres, un traitement thermique est effectué afin d'augmenter légèrement la viscosité (pré-polymérisation) de la matrice pour permettre d'optimiser sa tenue sur les renforts. Une étape de refroidissement est ensuite réalisée afin d'obtenir le préimprégné.



**Figure I. 2** - Procédé de fabrication des matériaux préimprégnés à matrice thermodurcissable [15]

Les nappes de préimprégnés sont ensuite calibrées en épaisseur et en largeur puis conditionnées sous forme de rouleau pour faciliter leur utilisation lors du drapage. Dans le cas de préimprégné à matrice thermodurcissable, les rouleaux sont placés dans un emballage

hermétique pour éviter toute reprise d'humidité lors de leur stockage. En effet, ces préimprégnés doivent être stockés à basse température pour éviter la polymérisation et la réticulation de la matrice à température ambiante. Les rouleaux sont ainsi stockés dans des conditions réfrigérées à  $-18^{\circ}\text{C}$  pendant une période de temps établie par le fournisseur de la matière. La durée de vie des préimprégnés à matrice thermodurcissable à température ambiante est variable en fonction de la nature de la matrice utilisée, elle est cependant généralement définie à 30 jours.

Les préimprégnés à matrice thermodurcissable sont relativement faciles à mettre en œuvre du fait de leur caractère collant et malléable. Suite à l'étape de drapage, ces semi-produits subissent une étape de cuisson en autoclave avec un cycle de température et de pression contrôlé afin de permettre la réticulation complète de la matrice. Ces cycles de mise en œuvre peuvent cependant être longs en raison des réactions chimiques de polymérisation.

### *1.3.2. Les préimprégnés à matrice thermoplastique*

Contrairement aux préimprégnés à matrice thermodurcissable, les préimprégnés à matrice thermoplastique offrent de nombreux avantages. En effet, les contraintes environnementales, le conditionnement de la matière, les conditions de mise en œuvre ainsi que les résistances à la ténacité et les propriétés à l'impact sont améliorés. Ces préimprégnés occupent ainsi une place de plus en plus importante dans de nombreux domaines d'application tels que les structures aéronautiques [7], les structures sous-marine [16,17], les coques de bateaux [18], mais également les pièces automobiles [19,20].

Pour faciliter l'imprégnation des préimprégnés malgré la forte viscosité de la résine et la nécessité d'apporter une température suffisante permettant d'atteindre leur fusion élevée, plusieurs techniques de réalisation des semi-produits thermoplastiques ont été développées [21]: l'imprégnation de nappe unidirectionnelle par des films de matrice ; l'enrobage des fibres par des poudres thermoplastiques en suspension dans un liquide ou dans l'air (matériaux poudrés); en solution dans des solvants pour les polymères amorphes ; par mélange de fibres de renfort et thermoplastiques sous forme de tissu co-tissé avec un renfort continu pour une plus grande ténacité ou discontinu pour une meilleure drapabilité ou par mélange de fibres de renfort et de fils de thermoplastique entremêlés. Contrairement aux préimprégnés à matrice thermodurcissable, qui doivent présenter une souplesse et un collant facilitant le drapage, les

semi-produits à matrice thermoplastique doivent être rigides et secs afin de permettre leur mise en œuvre.

Les préimprégnés à matrice thermoplastique n'ont pas de durée de vie limitée si leur stockage est effectué à l'abri des UV. Ils ne nécessitent pas une conservation à température contrôlée comme les préimprégnés thermodurcissables. Après l'étape de drapage, une étape de consolidation est nécessaire. Elle peut se dérouler en autoclave, sous presse ou en étuve. Un stratifié thermoplastique peut également être thermoformé et deux pièces constituées de la même matrice peuvent être assemblées par soudage. La mise en œuvre est facilitée par la fluidité du polymère au point de fusion. Les temps de cycle de mise en œuvre sont ainsi plus courts.

## **I.2 Les procédés de mise en œuvre des matériaux composites structuraux**

### **2.1. Généralités**

Depuis le développement des matériaux composites et principalement des semi-produits préimprégnés, de nombreux procédés de mise en œuvre ont été développés. Les étapes de cuisson et de consolidation sont ainsi précédées d'une étape de découpe et de drapage qui peut être réalisée manuellement ou être automatisée.

Dans de nombreux secteurs d'activités avec une production limitée, les pièces en matériaux composites de faibles dimensions sont encore aujourd'hui réalisées manuellement. Le drapage manuel consiste à superposer les bandes de nappes de préimprégnés prédécoupées les unes sur les autres en respectant l'orientation des plis définie dans le cahier des charges. L'adhésion entre les différents plis composant les stratifiés est obtenue par le caractère pégueux de la matière dans le cas des matrices thermodurcissables ou par le biais d'un dispositif de chauffage dans le cas des matrices thermoplastiques. Cependant, cette technique de mise en œuvre reste fortement dépendante de la qualité du travail effectué par l'opérateur réalisant la fabrication. L'exigence de la qualité et de la répétabilité des pièces ne permet pas ainsi systématiquement l'utilisation de cette technique de mise en œuvre. L'automatisation des procédés de transformation des matériaux composites est donc devenue indispensable.

Afin de répondre aux objectifs d'amélioration des performances et des variabilités des produits, de diminution des intervalles de tolérances des pièces et de l'évolution des matériaux, les procédés tels que le procédé d'enroulement filamentaire (« Filament Winding »), le procédé de

placement de bande (« Automated Tape Laying », ATL) et le procédé de placement de fibres automatisé (Automated Fiber Placement », AFP) ont été développés. Les technologies ATL et AFP seront uniquement présentées dans la suite de ce manuscrit, l'enroulement filamentaire étant uniquement réservé à la production de pièces cylindriques ou à géométrie de révolution.

## 2.2. Le procédé de placement de bande (ATL)

Le procédé de placement de bande est un procédé additif qui permet de déposer des bandes de préimprégnés de manière successives à la surface d'un moule de drapage [22]. Cette technologie permet ainsi de draper des bandes issues de nappes de semi-produits d'une largeur de 3'', 6'' ou 12'' soit 75mm, 150 mm ou 300 mm. Les bandes de préimprégnés utilisées pour la fabrication des pièces en composite sont embobinées sur un mandrin directement stockées sur la tête de drapage. Elles sont ensuite acheminées sur le moule via un système de guidage de la matière. Les bandes sont ainsi positionnées les unes à côté des autres en respectant un écart compris entre 0,5 et 1 mm afin de tenir compte des tolérances de la machine de drapage ainsi que des tolérances locales des largeurs de bandes de préimprégné. La présence d'un rouleau en silicone souple soumis à un effort de compactage permet ensuite de les positionner directement sur l'outillage ou de favoriser leur adhésion avec celles déjà drapées. Un système de chauffage est également couplé permettant ainsi de chauffer localement les bandes afin de favoriser leur mise en œuvre. Un système de coupe présent sur la tête offre également la possibilité de couper les bandes en fonction des trajectoires de drapage définies. Des zones de renforts et des variations d'épaisseur peuvent ainsi être créées pour permettre d'augmenter les propriétés mécaniques locales des stratifiés fabriqués.

En raison de la masse de la tête de dépose ainsi que de son encombrement, les procédés ATL sont montés sur des portiques horizontaux ou sur un système de colonne verticale. De nombreux déplacements et rotations sont alors réalisables pour permettre de s'adapter au mieux aux différentes géométries de pièces à fabriquer. La programmation des trajectoires de drapage permet ainsi de définir des chemins prédéfinis qui sont à la fois précis et reproductibles permettant ainsi l'élimination des erreurs de drapage pouvant intervenir lors de la réalisation d'un stratifié drapé manuellement. La majorité des systèmes ATL peuvent atteindre une vitesse de drapage linéaire maximale de 0,83 à 1 m/s.

Le procédé de placement de bande est aujourd'hui utilisé pour la fabrication de structures primaires aéronautiques en composites thermodurcissables. Le rendement et la précision de la

dépose sont les principaux avantages de cette technologie mais son intérêt est limité par son coût ainsi que par les géométries de pièces réalisables. En effet, ce procédé est adapté à la fabrication de pièces à géométrie simple présentant de faibles variations de courbure (Figure I. 3).



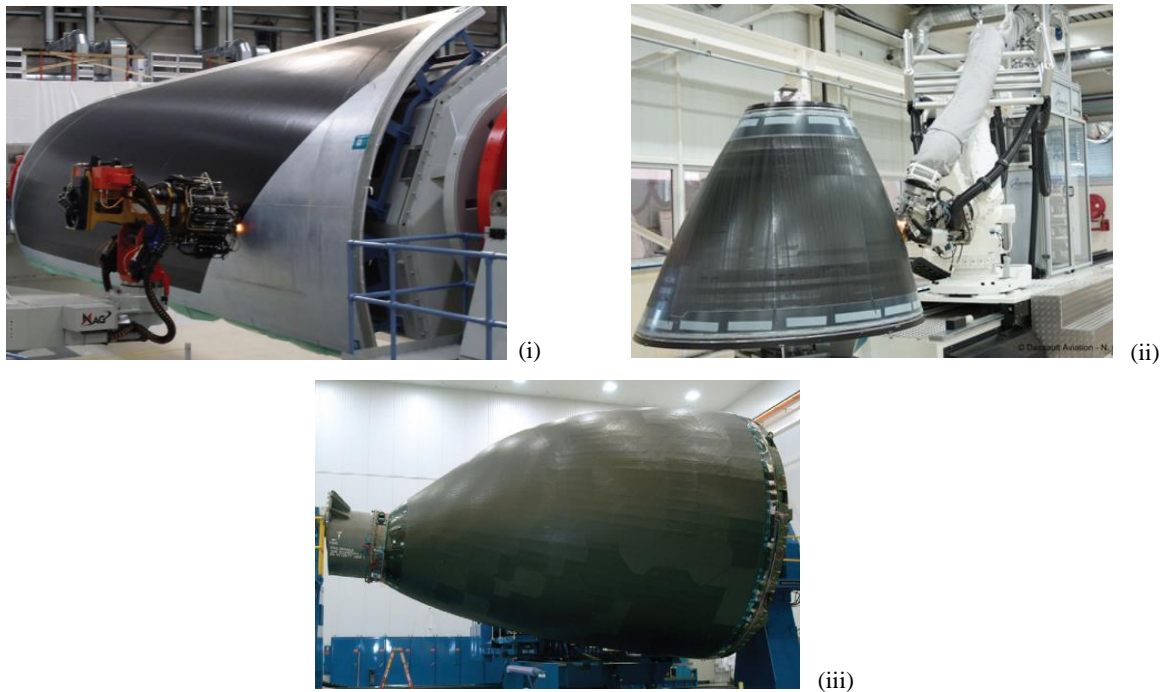
**Figure I. 3** - Exemple de pièces aéronautiques drapées par le procédé de placement de bande automatisé : Revêtement de voilure de l'A350 XWB (MTorres® [23])

### 2.3. Le procédé de placement de fibres automatisé (AFP)

Le procédé de placement de fibres automatisé est une combinaison du procédé de placement de bande et de l'enroulement filamentaire [22]. Cette technologie permet de palier aux limitations de ces deux procédés de fabrication tout en exploitant leurs avantages. En effet, le procédé de placement de bande est généralement utilisé pour la fabrication de grands panneaux de structures à géométrie simple. L'enroulement filamentaire est quant à lui limité en terme de géométries structurales de pièces, qui sont essentiellement de formes convexes ou cylindriques. L'AFP permet ainsi la fabrication de pièce de formes complexes non développables en composite de haute performance à base de fibres de carbone principalement aujourd'hui. Selon la définition donnée par Wikipédia [24], « une surface développable est une surface réglée dont toute génératrice est stationnaire, c'est-à-dire telle que le plan tangent à la surface est le même en tout point de la génératrice. Il est ainsi possible de faire rouler sans glisser une telle surface sur un plan, le contact se réalisant systématiquement le long d'une droite, comme pour un cylindre ou pour un cône ». Une surface non-développable est quant à elle engendrée par le déplacement d'une ligne courbe le long d'une ligne courbe. La technologie AFP est aujourd'hui le procédé automatisé de mise en forme des composites le



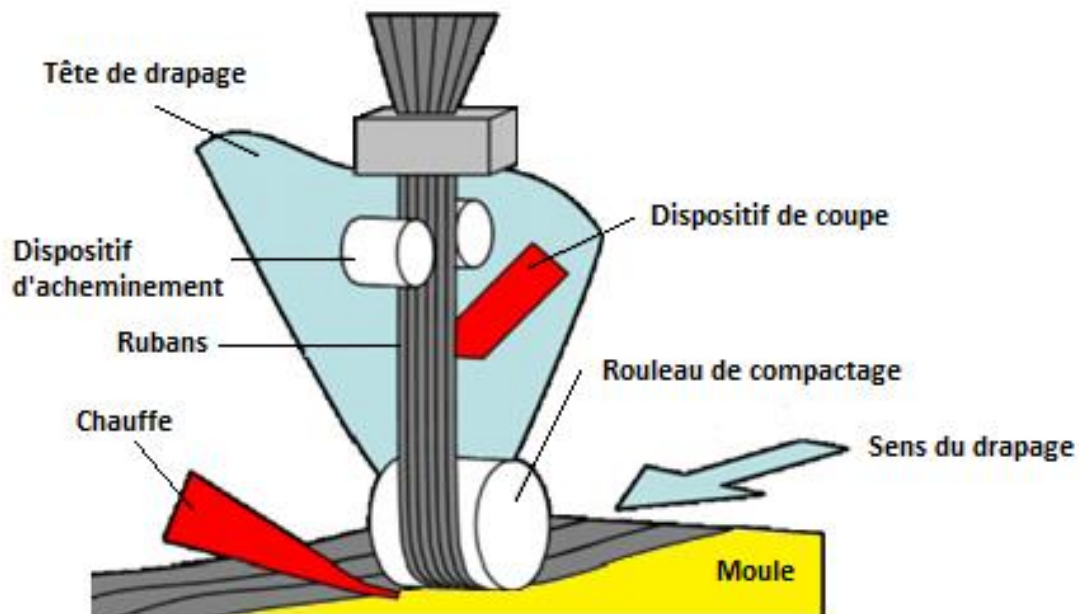
plus utilisé dans l'industrie aéronautique et aérospatiale. Des exemples de structures drapées avec le procédé de placement de fibres automatisé sont illustrés sur la Figure I. 4.



**Figure I. 4** - Exemples de pièces aéronautiques drapées par le procédé de placement de fibres automatisé : (i) Panneaux de fuselage de l'A350 XWB (Premium AEROTECH GmbH [25]) ; (ii) Nez d'un Airbus (Dassault système© [26]); (iv) Nez du Boeing 787 (Boeing© [27])

Le placement de fibres automatisé permet de déposer des fibres sur la surface d'un moule grâce à une tête de placement de fibres robotisée (Figure I. 5). Le terme « fibres » est un abus de langage car il correspond en réalité à des bandes étroites de préimprégné unidirectionnel thermoscurissable, thermoplastique ou constitué de fibres sèches stabilisées (préforme RTM) d'une largeur de 1/8'', 1/4'' ou 1/2'' soit 3,175 mm, 6,35 mm ou 12,7 mm. Ces rubans sont découpés à partir d'une nappe mère de composite unidirectionnel. Tout comme le procédé ATL et selon les caractéristiques de la machine utilisée, 32 rubans peuvent être drapés simultanément sur la surface du moule (le terme de « bande » permet de qualifier l'ensemble de ces rubans) à une vitesse linéaire maximale de 1 m/s. Un pli se compose généralement de plusieurs bandes. L'orientation des plis, la précision de drapage, la reproductibilité et la fiabilité des pièces fabriquées sont ainsi assurées tout en diminuant les abattements mécaniques et en optimisant la redistribution des contraintes à l'intérieur des structures. La technologie AFP permet également le pilotage individuel des rubans c'est-à-dire leur acheminement et leur découpe en fonction de la trajectoire souhaitée lors du drapage de la pièce. Cette découpe s'effectue perpendiculairement au ruban. Cette technologie présente l'avantage de permettre la

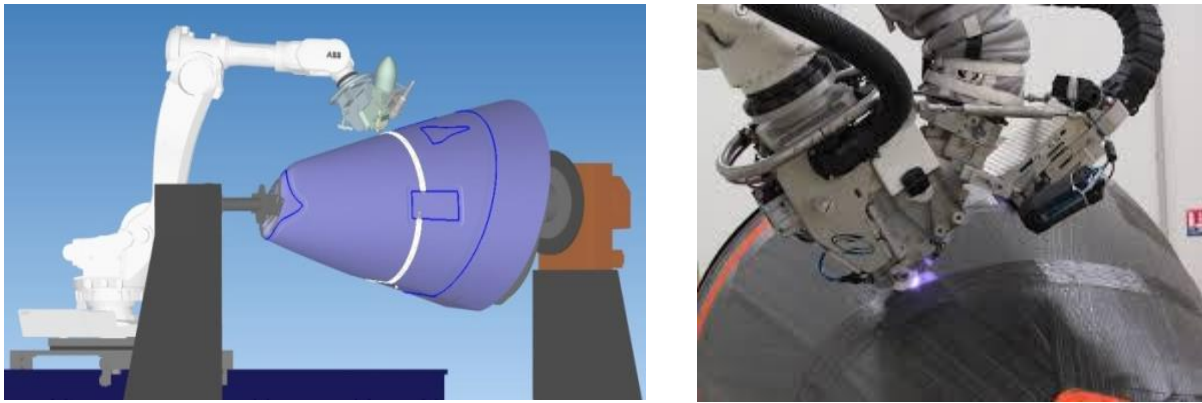
réalisation de formes complexes, à simple ou double courbure, dans le but d'optimiser les structures composites. Il est également possible de réaliser des pièces avec de grandes variations d'épaisseur.



**Figure I. 5** - Représentation schématique d'une tête de placement de fibres automatisé [28]

Les têtes de drapage sont disposées sur des portiques ou peuvent être directement positionnées sur un bras robotisé. La majorité des machines de placement de fibres automatisé est constituée de sept à huit axes de mouvement permettant de draper des pièces de grandes dimensions. Les logiciels utilisés pour le pilotage de ces machines permettent de déterminer les trajectoires de drapage ainsi que les rotations nécessaires de la machine de placement de fibres en fonction des caractéristiques géométriques des pièces fabriquées. Les trajectoires définies tiennent également compte des directions de chargements et des contraintes principales imposées aux pièces fabriquées. La transition entre la conception des pièces et leur production est ainsi facilitée.

Les paramètres indispensables dans la définition des trajectoires sont la tolérance acceptable entre les rubans, l'angle de déviation maximal autorisé ainsi que le steering acceptable au sein des structures drapées. Ces paramètres seront détaillés dans la suite de ce manuscrit. La Figure I. 6 illustre la simulation d'une trajectoire de drapage avec le logiciel CADFiber®, développé par la société Coriolis Composites [2]. La pièce en cours de drapage est également illustrée sur cette figure.



**Figure I. 6** - Simulation d'une trajectoire de drapage avec le logiciel CADFiber® (Projet Advitac© [29])

Les bobines de préimprégnés peuvent être stockées au niveau de la tête de dépose ou dans un compartiment de la machine. Les rubans sont ensuite acheminés jusqu'à la tête de placement de fibres par un système complexe de distribution composé de rouleaux de guidage qui permettent d'éviter la torsion des rubans avant leur dépose. La tension imposée aux rubans est également contrôlée pour permettre de draper des pièces de géométrie complexe. En effet, pour permettre le drapage d'une courbe, les rubans doivent être très peu tendus (avec une tension voisine de zéro) afin d'être plaqués correctement à plat sur la surface de la pièce en cours de drapage [22]. La tension appliquée aux rubans est ainsi de l'ordre de 15 N dans le cantre de la machine (stockage de la matière) et diminue à 1,5 N à la sortie de la tête de dépose lors du drapage. Des capteurs sont également mis en place afin de permettre la détection de la présence ou de l'absence de rubans lors de leur acheminement jusqu'à la tête de placement de fibres automatisé. La qualité du matériau utilisé pour le procédé de placement de fibres joue également un rôle essentiel dans le guidage et la dépose des rubans [6]. En effet, le préimprégné à matrice thermodurcissable ne doit pas être collant lors de son stockage afin d'être tiré de la bobine et guidé par les rouleaux. Le matériau est donc refroidi dans un compartiment spécifique ou bien directement dans le système de guidage présent sur la tête de placement de fibres par de l'air froid pulsé. A l'inverse, lorsque le ruban est déposé sur la surface de moule, le tack (caractère collant de la matière) doit être suffisamment élevé pour permettre une accroche entre les différents plis du stratifié [30]. La matière est donc chauffée afin d'augmenter sa viscosité et compactée. La combinaison d'une pression contrôlée exercée par un rouleau de compactage flexible (tangent à la trajectoire de drapage) et de l'application locale d'une température grâce à un dispositif de chauffage (lampes infrarouges, torches ou laser) permet ainsi de supprimer l'air emprisonné entre les différents plis, de réduire la présence éventuelle de porosités mais également d'assurer la cohésion entre les différents plis

du stratifié sur le moule ou sur les plis déjà drapés. Lors du drapage de fibres sèches, l'effort de compactage nécessaire est d'environ 5 N. Pour la mise en œuvre de composite à matrice thermoplastique, la force de compactage nécessaire est de 200 N. Enfin pour le drapage de composites à matrice thermodurcissable, le compactage nécessaire est de 500 N et peut parfois atteindre 1500 N en fonction de la matière utilisée.

Après le drapage, les composites à matrice thermodurcissable et thermoplastique fabriqués par placement de fibres automatisé sont placés en autoclave afin de réticuler la matrice ou de consolider les plis des stratifiés et de minimiser les défauts tels que les porosités au sein des pièces fabriquées.

Un autre avantage non négligeable du procédé AFP est une réduction importante du taux de déchets de matière drapée en comparaison aux méthodes de drapage traditionnelles (inférieur à 5%). En effet, l'optimisation des trajectoires de drapage permet de déposer uniquement la quantité de matière nécessaire à la réalisation d'une pièce de structure.

### **I.3 Caractéristiques du procédé de placement de fibres automatisé**

Les stratifiés drapés de manière traditionnelle pour la fabrication de structure composite sont généralement constitués de plis avec des orientations différentes de renfort. Cette conception permet de réaliser des empilements en fonction des propriétés mécaniques spécifiques souhaitées. Le plus couramment utilisé est un empilement quasi-isotrope composé de plis orientés à  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $\pm 45^\circ$  permettant de faire face à l'ensemble des cas de charge possible au sein d'une structure [30]. Pour augmenter sa rigidité, l'augmentation ou la diminution du nombre de plis ou la modification de la séquence d'empilement peut être envisagée au sein des stratifiés. Depuis le développement des procédés de fabrication automatisée, les règles de conception ont évolué afin de s'adapter aux nouvelles exigences des constructeurs aéronautiques (baisse des coûts de production, allégement des structures, ...).

#### **3.1. Définition des trajectoires de drapage**

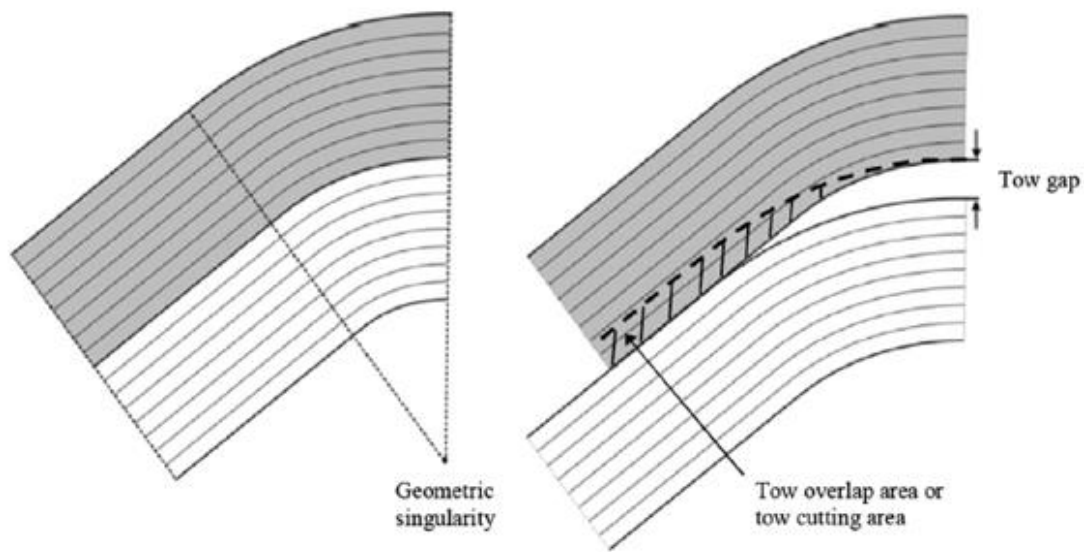
Dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques de pièces de structures de formes non développables drapées avec le procédé de placement de fibres automatisé, de nouvelles trajectoires de drapage ont été établies. Elles consistent à planifier la dépose des rubans de préimprégné dans un moule grâce à la définition d'un nuage de points traduisant la trajectoire

de drapage [31–33]. La précision de la dépose dépend de la densité de points utilisée : plus elle est élevée, plus le drapage est précis.

Contrairement à la dépose de rubans comme un empilement classique avec de simples superpositions de plis avec une épaisseur constante, l'optimisation de la trajectoire de drapage permet de faire varier l'angle des rubans dans le plan en fonction de la position sur la structure. La rigidité de la pièce fabriquée et la répartition des contraintes admissibles peuvent donc être adaptées et redistribuées en fonction des propriétés structurelles souhaitées. Le procédé AFP permet ainsi d'ajuster l'organisation et la séquence d'empilement de stratifiés appelés panneaux à rigidité variable (« Variable-Stiffness Panels », VSP). De nombreux auteurs ont étudié les possibilités d'optimisation de cette nouvelle stratégie de conception de structures [34–41].

La sollicitation de panneaux à rigidité variable drapés par AFP a permis de mettre en évidence des propriétés mécaniques supérieures aux stratifiés drapés traditionnellement en fonction de la configuration des panneaux, de l'état de chargement et des méthodes de conception. En effet, une augmentation de la charge de flambement et de post-flambement [41–45], une réduction de l'effet de concentration de contrainte [34,46] et une réduction de la sensibilité à l'entaille (propagation de fissure) ont été observées [47].

Deux stratégies de drapage peuvent être réalisées lors de la fabrication de pièces de formes complexes de type VSP [48]. La première stratégie consiste à déposer des rubans parallèles [49] les uns à côté des autres sur toute la surface de la pièce à partir d'une trajectoire courbe de référence (Figure I. 7 (i)). Cette stratégie, également appelé *steering*, permet d'obtenir des stratifiés d'épaisseur constante. Le rayon de courbure (variation de l'angle de dépose des rubans) doit cependant être adapté pour chaque bande drapée afin que les bandes soient parfaitement parallèles. La seconde stratégie consiste quant à elle à déposer des bandes de rubans préimprégnés par secteurs [50] en décalant les courbes guides parallèles au fur et à mesure du drapage afin de recouvrir la totalité de la pièce à draper (Figure I. 7 (ii)). Cette stratégie entraîne cependant l'apparition de lacune ou de chevauchement entre les rubans pouvant favoriser des variations d'épaisseur locales au sein des stratifiés drapés. Ces défauts sont plus communément appelé *gap* et *overlap* dans le domaine aéronautique.



**Figure I. 7** - Illustration des deux stratégies de drapage possible lors de la fabrication par AFP : (i) Trajectoire parallèle ; (ii) Trajectoire par sectorisation [51]

Ces trajectoires de drapage peuvent ainsi être optimisées en fonction des géométries et dimensions des pièces fabriquées mais également en fonction des paramètres utilisés pour le drapage afin d'améliorer la productivité [28,52]. Cependant, des défauts induits par le procédé de placement de fibres peuvent apparaître au cours de la fabrication et impacter les propriétés mécaniques des pièces structurales en composite. Ces défauts, regroupés sous le terme de singularités sont maîtrisés, contrôlés mais néanmoins inévitables.

### 3.2. Limitations du procédé de placement de fibres automatisé

#### 3.2.1. *Steering : rayon de courbure minimum*

Les rubans de préimprégnés utilisés pour le procédé de placement de fibres automatisé sont suffisamment souples pour permettre de suivre les trajectoires de drapage imposées en fonction de la géométrie des pièces fabriquées. Cependant le rayon minimal de courbure admissible par les rubans peut être dépassé et entraîner l'apparition de défauts [30]. Ces derniers peuvent être un désalignement des rubans (Figure I. 8 (i)), résultant de la variabilité du système de drapage, du contrôle du drapage ou du matériau utilisé, une ondulation des rubans (Figure I. 8 (ii)) du fait d'une force de compression trop importante sur leur surface interne (« tow buckling ») ou à l'inverse, l'apparition d'un décollement des rubans (Figure I. 8 (iii)) du fait d'un effort de traction trop important sur leurs rayons extérieurs (« tow pull-up »).

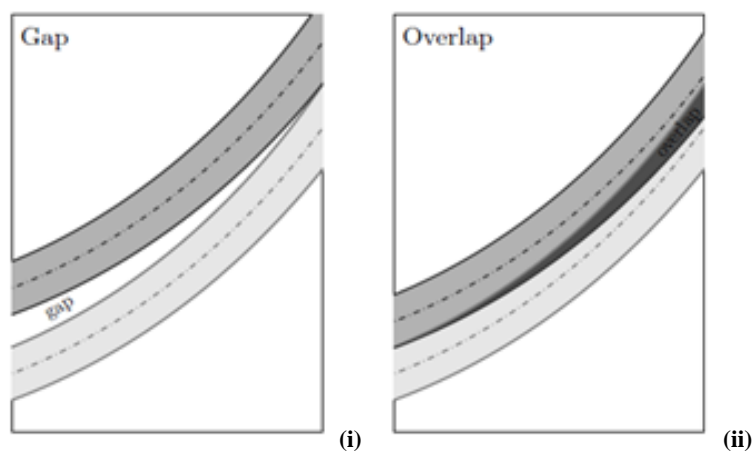
Plus la largeur des rubans déposés avec le procédé AFP est importante plus la quantité de défauts augmente. La vitesse de drapage ainsi que la pression exercée par le rouleau de compactage peuvent également influencer la présence ou non de ces géométries de défauts. Pour empêcher leur apparition, un rayon de courbure minimum doit être imposé en fonction de la nature du matériau utilisé pour le drapage. Pour s'affranchir de cette contrainte géométrique, une solution consiste à déposer les fibres suivant une trajectoire appelée géodésique. Cependant, ce type de trajectoire ne dépend que de la surface et n'est pas contrôlable en terme d'orientation angulaire.



**Figure I. 8** - Singularités liées au steering : (i) Désalignement des rubans ; (ii) Ondulation d'un ruban ; (iii) Décollement d'un ruban

### 3.2.2. Singularités : Gaps et overlaps

Lors de la fabrication avec le procédé AFP, les variations de l'angle des rubans entraîne l'apparition de lacunes et chevauchements en fonction des trajectoires de drapage choisies. Un gap (Figure I. 9 (i)) est un espacement entre deux rubans qui favorise la création d'une zone riche en résine mais pauvre en fibres. A l'inverse, un overlap (Figure I. 9 (ii)) est un chevauchement entre deux rubans qui provoque la création d'une zone très riche en fibres mais pauvre en résine en favorisant également une surépaisseur locale dans la pièce fabriquée ainsi qu'une ondulation des fibres.

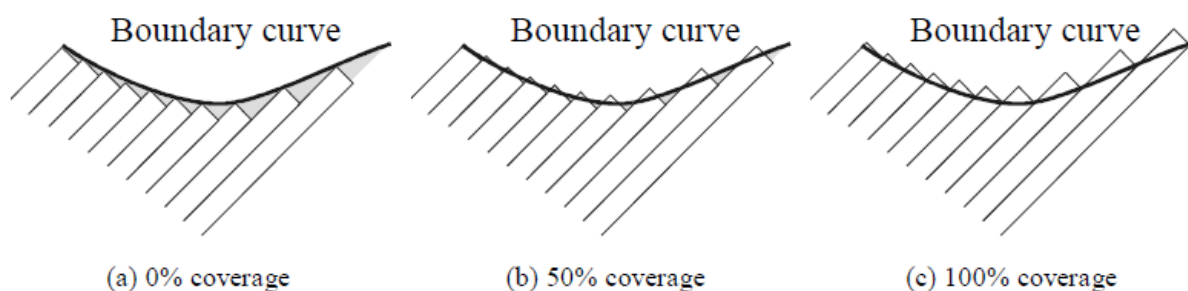


**Figure I. 9** - Singularités liées aux trajectoires de drapage : (i) Gap ; (ii) Overlap



La présence de ces singularités peut entraîner une diminution de la résistance de la structure drapée par le procédé de placement de fibres automatisé en favorisant des zones de concentration de contraintes. Ces zones peuvent également être des points potentiels pour l'initiation des fissures ou des zones de délaminage du fait de l'amplification locale des contraintes interlaminaires [46].

La découpe individuelle des rubans et l'optimisation des secteurs de drapage, avec le décalage de la tête de dépose lors du drapage, peuvent minimiser la présence des singularités gap et overlap. Elles restent cependant inévitables lors de la définition de certaines trajectoires de drapage de pièces de forme non-développable. En effet, cette découpe s'effectue perpendiculairement aux rubans, favorisant la création de lacune et de chevauchement, sous forme de petites zones triangulaires, en fonction de la stratégie choisie [53] (Figure I. 10).



**Figure I. 10** - Singularités gap et overlap liées à la découpe des rubans [53]

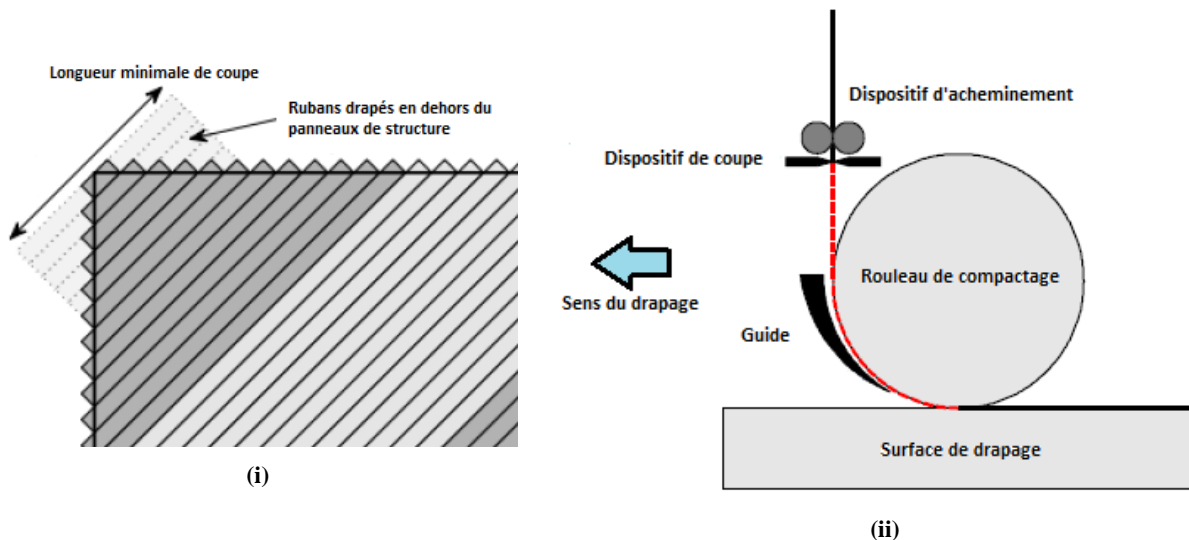
Il est ainsi possible de couper les rubans à la limite du secteur déjà drapé, sans recouvrement (0 %), entraînant ainsi la création de gap. A l'inverse, les rubans peuvent être découpés une fois le secteur de drapage dépassé, avec un recouvrement de 100 %, qui entraîne la création d'un overlap avec une surépaisseur locale dans le stratifié. Une stratégie intermédiaire peut être également réalisée, avec un recouvrement de 50 % des rubans entre les différents secteurs de drapage programmés. En fonction de la stratégie choisie, les conditions de découpe des rubans peuvent ainsi réduire l'influence de la présence des singularités sur la qualité du stratifié drapé.

La création de singularités gap et overlap peut être également induite par la qualité des matériaux utilisés pour le drapage. En effet, la dispersion de largeur des rubans, en fonction de la qualité de fabrication mais aussi d'imprégnation, peut entraîner des chevauchements lorsque les rubans sont déposés simultanément.



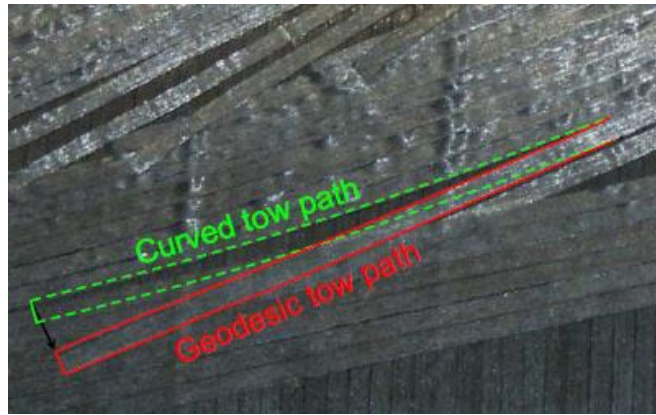
### 3.2.3. Coupe des rubans : longueur minimale

Une autre contrainte importante dans la fabrication de structures composites est la longueur minimale de coupe des rubans (Figure I. 11 (i)). Les rubans de préimprégnés sont acheminés via des galets et sont tirés vers l'avant grâce aux frottements jusqu'à la surface de l'outillage. Les rubans sont positionnés entre le rouleau de compactage et la surface du moule afin de permettre leur dépose. La longueur minimale de coupe correspond ainsi à la distance de ruban localisée entre les couteaux permettant la découpe et le point de contact sur la surface à draper. Cette longueur minimale de coupe est représentée en rouge sur la Figure I. 11 (ii). Généralement définie à 100 mm, cette longueur dépend cependant des caractéristiques de la tête de placement de fibres utilisée. La programmation des trajectoires de drapage doit donc prendre en compte cette longueur afin d'optimiser au mieux la conception des pièces à fabriquer.



**Figure I. 11** - Coupe des rubans de préimprégnés lors du drapage par AFP : (i) Longueur minimale de coupe ; (ii) Schéma représentant la dépose des rubans [54]

La longueur minimum de coupe joue également un rôle sur la position des rubans. En effet, une fois les rubans coupés, aucun élément ne permet leur guidage avant leur dépose à la surface du moule (Figure I. 11 (ii)). Si les rayons de courbure imposés aux rubans sont trop importants, les contraintes internes liées à la courbure sont libérées, les rubans ont donc tendance à se redresser et à dévier de leur trajectoire d'origine tangente à la courbure (Figure I. 12). Ce changement d'orientation peut impacter directement sur les propriétés mécaniques finales des stratifiés drapés [54].



**Figure I. 12** - Redressement des rubans en fin de drapage [54]

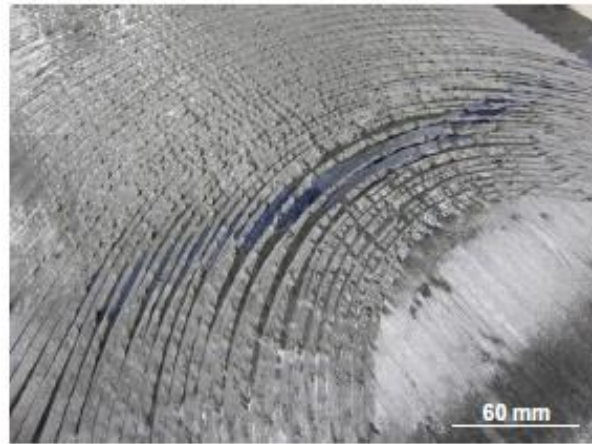
Dans la suite de ce manuscrit, seuls les défauts liés à la présence de steering (Annexe n°1) ainsi que les singularités gap et overlap seront étudiées (Chapitre III et Chapitre IV). La longueur minimale de coupe des rubans ne sera donc pas analysée lors de la fabrication des stratifiés étudiés.

### 3.3. Conséquences des limitations sur les performances des matériaux composites

#### 3.3.1. Influence de la présence de steering

Des premières études expérimentales ont permis de mettre en évidence qu'un rayon de courbure trop faible a pour conséquence un plissement des rubans ou l'apparition d'un décollement local du ruban. Ce phénomène est d'autant plus important lorsque la largeur des rubans utilisés pour le drapage augmente [33]. En effet, pour un même rayon de courbure, les contraintes de compression dans les rubans à l'origine du décollement sont plus importantes. Un modèle analytique [55], défini pour déterminer une charge critique de flambement et un rayon de courbure minimal lors du drapage d'une bande de préimprégné carbone-époxy incurvée, a montré des résultats similaires. Ce modèle ne prend cependant pas en compte le comportement viscoélastique du matériau et donc sa capacité d'adhésion en fonction des paramètres de dépose telle que la température ou bien en fonction de comportement thermomécanique de la résine. Des travaux réalisés par Bloom [53] suggèrent des valeurs du rayon minimal de courbure en fonction de la largeur des rubans utilisés pour le drapage sur une trajectoire de 102 mm. Les rayons admissibles sont ainsi de 635 mm, 1778 mm et 8890 mm respectivement pour des largeurs de ruban de 3,175 mm, 6,35 mm et 12,7 mm. Nagendra [56]

suggère quant à lui un rayon minimum de rotation de la tête de dépose AFP de 635 mm pour éviter tout flambage local au sein des rubans déposés.

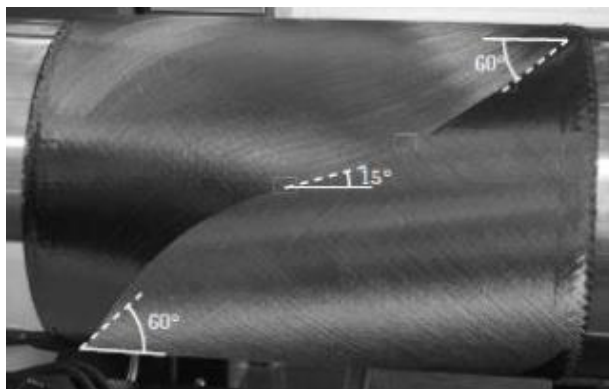


**Figure I. 13** - Décollements des rubans lors du drapage pour un rayon de courbure imposé de 120 mm (largeur des rubans de 6,35 mm) [57]

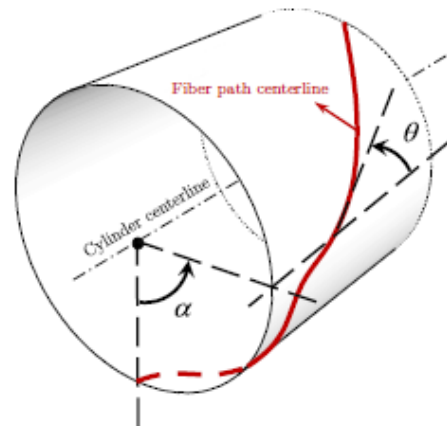
Les paramètres influençant l'apparition de défauts lié au steering sont également directement dépendants des paramètres de drapage imposés à la machine AFP lors de la fabrication d'une pièce composite. Beakou et al. [55] ont ainsi démontré que la création des défauts est minimisée avec la diminution de la vitesse de dépose, l'augmentation de l'effort de compactage et l'augmentation de la puissance de chauffe de laser influençant directement sur le tack de la matière lors de l'utilisation de matrice thermodurcissable. Concernant la force de compactage par exemple, les résultats ont montré que pour un rayon de courbure donné, plus la pression appliquée est faible moins une apparition d'ondulations ou de plissements des rubans est observée. Ainsi pour un rayon de courbure de 3500 mm, des défauts sont apparus sur leur surface uniquement pour une force de compactage de 3000 N. En dessous d'une certaine pression appliquée par le rouleau, les travaux ont cependant montré une absence de pégosité de la matière conduisant aux décollements des rubans.

A partir de l'optimisation des trajectoires de drapage, de nombreux travaux numériques ont été menés afin de déterminer l'effet du pourcentage de steering sur les performances aux flambements de structure composite (Figure I. 14). Selon Khani et al. [58], les charges de flambement des pièces cylindriques en composite peuvent ainsi être améliorées de 15 à 30 % en favorisant la variation de l'angle des rubans dans le plan lors de leur dépose. Des travaux similaires [53,59,60] ont également montré qu'une augmentation de la charge de flambement

induite par un effort de flexion peut être obtenue en fonction de la définition des directions des rubans à la circonférence du cylindre ou d'un cône.



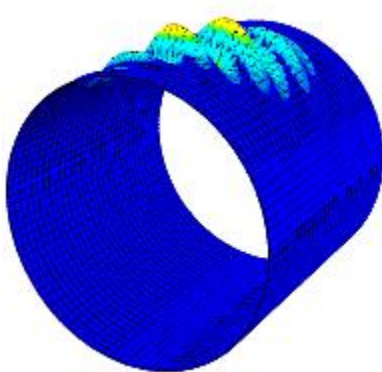
(i)



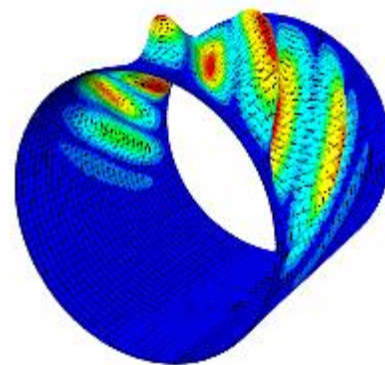
(ii)

**Figure I. 14** - (i) Visualisation de steering des rubans au sein d'un cylindre à rigidité variable drapé par le procédé AFP [53] ;  
(ii) Représentation schématisée de la trajectoire de drapage associée [61]

Rouhi et al. [61,62] ont quant à eux étudié l'influence du nombre de plis contenant du steering lors de la conception d'un cylindre à rigidité variable. Leurs travaux ont permis de comparer numériquement une configuration de cylindre à épaisseur constante, modélisé avec un empilement quasi-isotrope (le pourcentage de plis « steerés » étant défini à 0 %), avec un cylindre contenant 100 % de plis « steerés ». Les résultats obtenus ont montré une amélioration de l'effort de flambage avec l'augmentation du nombre de plis contenant du steering en fonction de la position sur la structure (Figure I. 15). Pour le cylindre composite considéré dans cette étude, le stratifié à raideur variable contenant 100 % de steering montre une augmentation de 33 % de la charge de flambement.



(i)

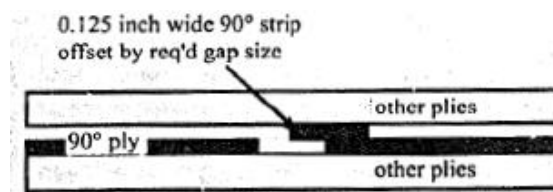


(ii)

**Figure I. 15** - Mode de flambement du cylindre en composite pour une configuration de : (i) stratifié quasi-isotrope ;  
(ii) stratifié à rigidité variable avec 100 % de plis contenant du steering [62]

### 3.3.2. Influence de la présence de gap et overlap

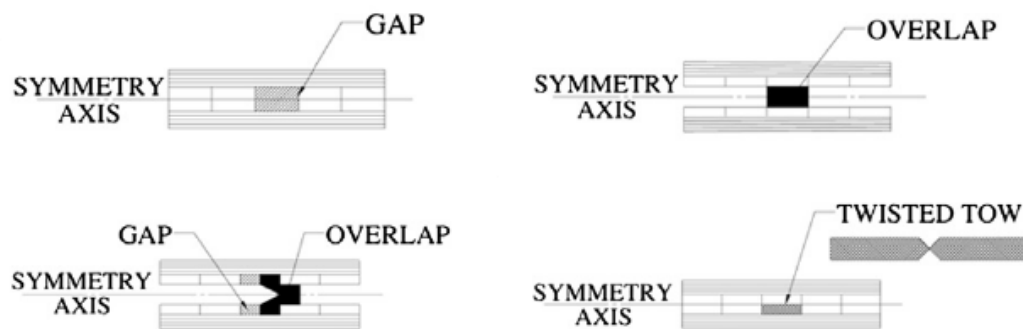
L'impact des singularités gap et overlap a été étudié sur des stratifiés drapés avec des rubans droits qui n'ont pas subi de variation angulaire lors de leur dépose. Sawicki et Minguet [63] ont ainsi effectué des essais de compression sur des éprouvettes en carbone-époxy contenant des singularités de longueurs différentes. Les singularités introduites lors de la phase de drapage correspondent à un décalage de la bande de préimprégné de manière à créer à la fois un gap et un overlap de même largeur (Figure I. 16). Des gaps de 0 à 2,54 mm ont été analysés. Les résultats montrent que la longueur des singularités n'a pas d'influence significative sur les propriétés mécaniques. Cependant, le seul fait d'introduire une singularité entraîne une réduction de la résistance en compression. En effet, les défauts introduits dans les plis à 90° entraînent une ondulation des plis les plus sollicités, orientés à 0°. Ces discontinuités hors plan, appelé « fiber waviness », sont à l'origine des variations importantes de propriétés et de la rupture prématurée des éprouvettes. Ces observations ont également été identifiées par de nombreux auteurs. Turoski [64] a ainsi réalisé des essais expérimentaux et numériques en compression en étudiant l'impact du nombre de gaps (un, deux, trois ou quatre) sur les propriétés de stratifiés quasi-isotrope sollicités en compression. Ces résultats montrent que plus le nombre de lacunes introduites dans les éprouvettes augmente, plus la diminution des propriétés en compression sont importantes (entre 3 et 11%).



**Figure I. 16** – Illustration des singularités étudiées par Sawicki et Minguet [63]

Blom et al. [30] ont défini un modèle numérique permettant de prédire l'évolution des propriétés en compression (rigidité et résistance) de panneaux stratifiés. Les effets de l'angle des rubans, de leur largeur et de la capacité de coupe des rubans ont également été étudiés. Pour la réalisation de trajectoire courbe favorisant l'apparition de gap et overlap, l'augmentation de la largeur des rubans entraîne une baisse significative, de l'ordre de 32 %, des propriétés. Une largeur de bande plus étroite favorise donc la création de plus petites singularités avec un impact plus faible. Pour la réalisation de trajectoire linéaire, la largeur des rubans n'a aucune influence.

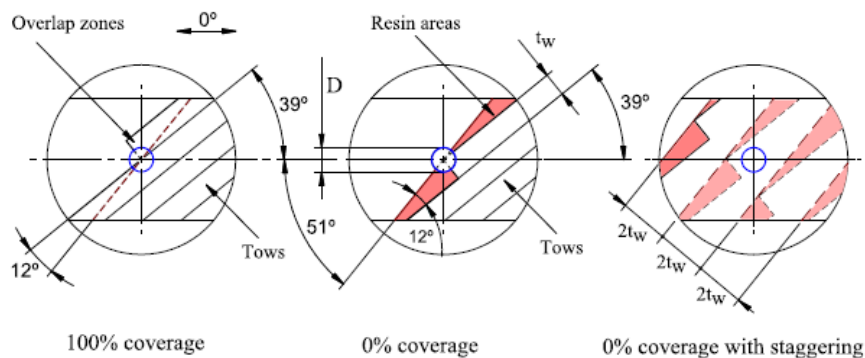
Plusieurs morphologies de singularités ont été étudiées dans les travaux expérimentaux de Croft [65]. Celles-ci sont illustrées sur la Figure I. 17. Des éprouvettes contenant des gaps, des overlaps, des moitiés de gap et overlap ou bien contenant des défauts de torsion de rubans lors du drapage ont été sollicitées en traction, compression et cisaillement. Ces défauts ont été introduits manuellement pendant la phase de drapage des échantillons. Ils ont été ensuite polymérisés en autoclave sans la présence d'une contre plaque. Les résultats montrent que les défauts introduits dans la longueur des éprouvettes provoquent une diminution plus importante des propriétés mécaniques que les défauts présents dans la largeur des éprouvettes (Figure I. 17). La variation des propriétés est comprise entre 3 et 15 % en fonction de leur géométrie et leur localisation. Ces résultats peuvent s'expliquer par le réarrangement des fibres et la réduction de la taille des défauts lors de la cuisson en autoclave. Des essais sur des éprouvettes « open-hole » ont également été réalisés dans cette étude. La présence d'un trou a un impact plus important que la présence de singularité du fait de l'ondulation des fibres autour de ce défaut. Ce phénomène est observé lorsque la sollicitation mécanique est réalisée dans le sens d'introduction des singularités. Du micro-flambage des fibres est alors créé [66]. Lorsque les singularités sont introduites dans les plis à 90°, l'ondulation des fibres est plus importante et provoque donc une chute des propriétés quelle que soit la singularité introduite pendant la phase de drapage. Ces résultats ont été confirmés dans les travaux de Legay [67].



**Figure I. 17** - Illustration des singularités étudiées dans l'étude de Croft [65]

Plus récemment Falco et al. [68] ont étudié l'effet des discontinuités de l'angle des fibres et de la présence de singularités sur la résistance en traction d'éprouvette quasi-isotrope non entaillée et entaillée. Les singularités ont été introduites en respectant la définition de drapage par sectorisation d'une pièce réelle produite par placement de fibres automatisé. Les singularités se présentent donc sous forme de triangles avec trois configurations différentes : 100 % de recouvrement des secteurs, 0 % de recouvrement des secteurs et 0 % de recouvrement avec un

décalage des secteurs (Figure I. 18). Le décalage des secteurs consiste à décaler le drapage des bandes de préimprégnés de manière à ne pas superposer les éventuels gaps et overlaps présents dans la pièce fabriquée lors du drapage superposé de deux plis de même orientation. Cette méthodologie appelée *staggering* permet d'éviter les zones de concentration de contraintes et d'augmenter l'efficacité des transferts de charge. Les observations géométriques et les résultats expérimentaux de cette étude montrent que la concentration de contraintes induite par la présence d'un trou dans les éprouvettes « open-hole » a une influence négative plus importante que celle induite par la présence d'une singularité du fait de l'ondulation des fibres. Cependant, l'influence de la présence de gap est plus importante lorsque les règles de *staggering* ne sont pas appliquées du fait de la concentration des défauts dans une même zone.



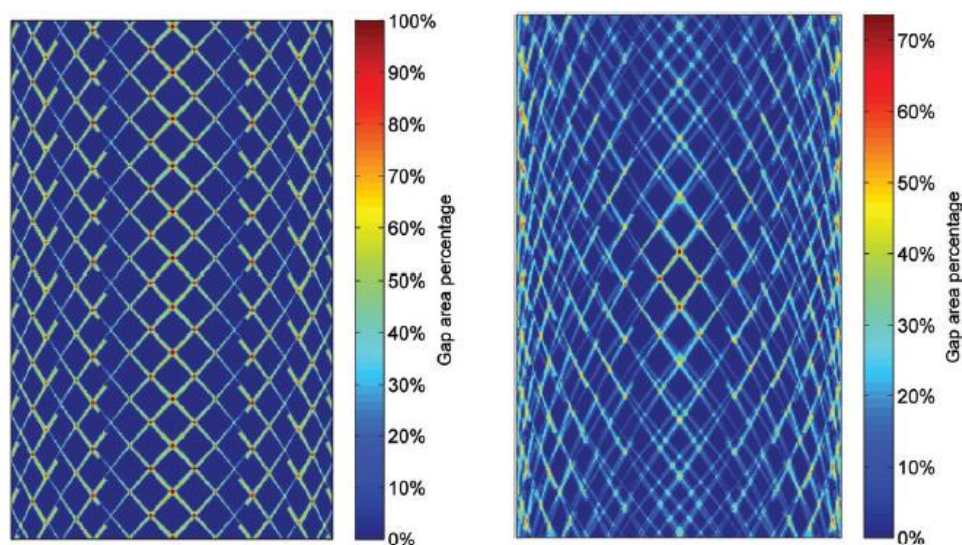
**Figure I. 18** - Illustration des singularités étudiées dans l'étude de Falco [68]

Des études d'impact ont également été réalisées sur des éprouvettes contenant de la sectorisation. En effet, des phénomènes de type impact peuvent apparaître lors des opérations de fabrication, des opérations de service ou d'entretien et avoir un impact non négligeable sur les pièces fabriquées. Plusieurs études expérimentales [69–71] ont analysé la réponse au dommage de stratifiés après un impact à basse vitesse. Ces travaux ont mis en évidence que la dispersion de l'orientation des plis permet de minimiser l'influence de l'impact. Falco et al. [71] ont quant à eux étudié l'influence de la présence de deux configurations de gap. Ils ont ainsi démontré que la réduction de la résistance à l'impact est principalement causée par les dommages de l'impact et non par la présence des singularités introduites lors de la fabrication des échantillons [67].

La compréhension de l'influence des gaps et overlaps peut également être améliorée grâce aux études numériques qui permettent d'optimiser les trajectoires de drapage [72,73]. Une méthode



nommée « *defect layer* » a récemment été introduite pour déterminer l'influence de ces singularités sur les structures en composite à géométrie variable [74,75]. Cette méthode permet de capturer la géométrie et la distribution des lacunes et chevauchements avec précision au sein de structures à rigidité variable. Nick et al. [76] ont ainsi étudié l'effet du drapage sur les performances de plaques planes et mis en évidence l'influence de leurs dimensions ainsi que le choix de la séquence d'empilement contenant un rayon de courbure de 635 mm. L'utilisation d'un empilement complexe ( $[\pm\langle\theta_1|\theta_1\rangle/\pm\langle\theta_2|\theta_3\rangle/\pm\langle\theta_4|\theta_3\rangle]_s$ ) tend ainsi à distribuer la quantité de gaps créés lors de la simulation de drapage sur la surface (Figure I. 19 (i)), contrairement à un empilement plus classique de configuration ( $[\pm\langle\theta_1|\theta_2\rangle]_{4s}$ ) (Figure I. 19 (ii)). De plus, dans le cas du stratifié classique, des gaps de 100 %, c'est à dire un espacement entre les rubans sans aucun chevauchement est constaté favorisant ainsi l'apparition de zones riches en résine affectant les propriétés mécaniques des plaques planes étudiées. Dans le cas d'un drapage avec un empilement complexe, la répartition plus homogène permet d'obtenir un pourcentage maximal des zones d'espacement entre les rubans dans l'épaisseur des échantillons de l'ordre de 75 % uniquement.

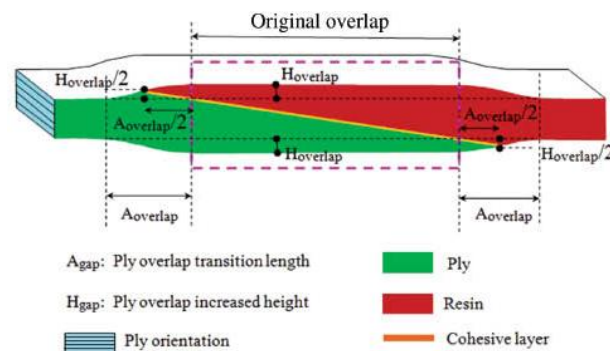


**Figure I. 19** - Distribution moyenne des singularités gap à travers l'épaisseur de stratifiés plans drapés avec du steering par le procédé AFP : (i) Empilement classique de configuration  $[\pm\langle\theta_1|\theta_2\rangle]_{4s}$ ; (ii) Empilement complexe de configuration  $[\pm\langle\theta_1|\theta_1\rangle/\pm\langle\theta_2|\theta_3\rangle/\pm\langle\theta_4|\theta_3\rangle]_s$

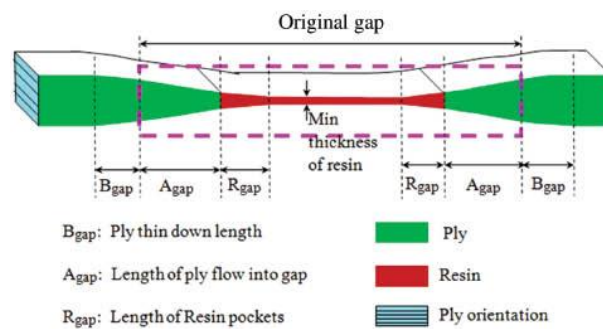
Des outils de maillage 3D [77] ont été également développés afin de générer automatiquement la présence de gap et d'overlap dans des modèles numériques. Ces modèles font suite à l'observation de singularités de type gap et overlap introduites au sein de stratifiés quasi-isotropes. Ceux-ci ont été polymérisés en autoclave avec la présence ou non d'une contre



plaque lors de la cuisson. Cette méthode permet de prendre en compte la variation d'épaisseur des stratifiés et l'ondulation hors plan des plis du fait de l'introduction de singularités de géométries différentes (Figure I. 20). Des modèles avec différentes tailles, différentes distributions de singularité ainsi que des combinaisons ont ainsi été modélisés pour prévoir la réduction des propriétés en fonction de l'ampleur et du type de défaut présents dans les stratifiés. Les résistances de traction et de compression modélisées sont en accord avec les expérimentations réalisées montrant ainsi un grand potentiel pour l'outil de maillage pour les lacunes et les chevauchements modèles.



Feature for Overlaps models



Feature for Gaps models

**Figure I. 20** - Représentation schématique des singularités gap et overlap définies dans le modèle de Li et al. [77]

Les études présentées dans cette revue bibliographique ont montré très peu de corrélation entre les expérimentations et les modélisations numériques. Les aspects matériaux et les conditions de mise en œuvre après l'étape de drapage par placement de fibres automatisé sont également peu pris en compte.

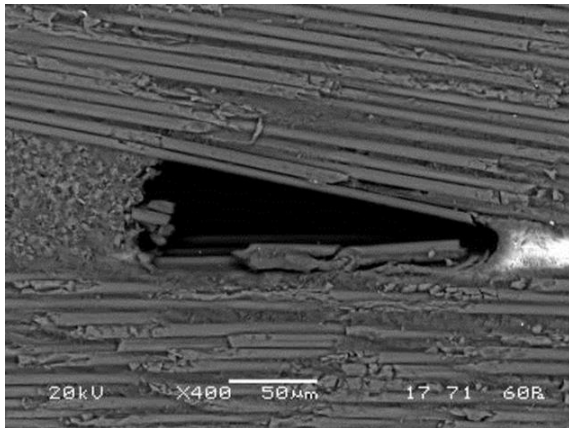
## **I.4 Influence des défauts sur les propriétés mécaniques dans les matériaux composites structuraux**

La maîtrise du procédé de mise en œuvre et la connaissance du comportement des constituants des matériaux composites sont indispensables pour limiter l'apparition de défauts dans les structures. Les propriétés mécaniques des composites sont également très dépendantes des paramètres microstructuraux tels que les dimensions des fibres (diamètre et longueur), la distribution et la fraction volumique globale et locale de fibres, l'alignement et l'organisation du renfort dans les stratifiés ainsi que la présence ou non de porosités [78].

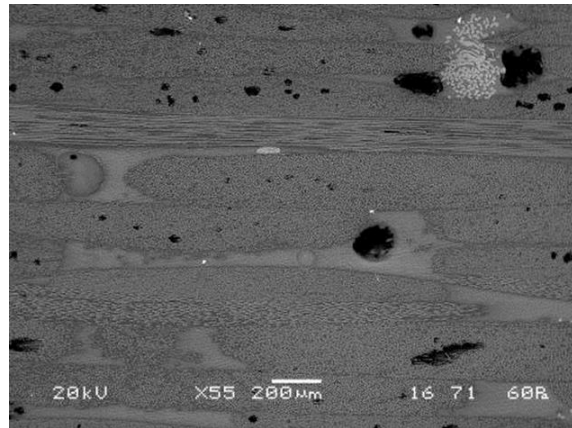
### **4.1. Influence de la présence de porosités**

D'après le glossaire international de l'hydrologie [79], la porosité peut être définie comme les interstices d'un matériau. Ce défaut est le plus couramment rencontré dans les matériaux composites quelle que soit leur méthode de mise en œuvre (autoclave, moulage par compression liquide ou transfert de résine). La porosité peut être déterminée quantitativement par le rapport du volume de vide du matériau divisé par son volume total, appelé plus généralement taux de porosité. A titre d'exemple, le taux de porosité autorisé dans les structures aéronautiques est inférieur à 0,5 % dans les structures primaires et de l'ordre de 2 % dans les structures secondaires [80].

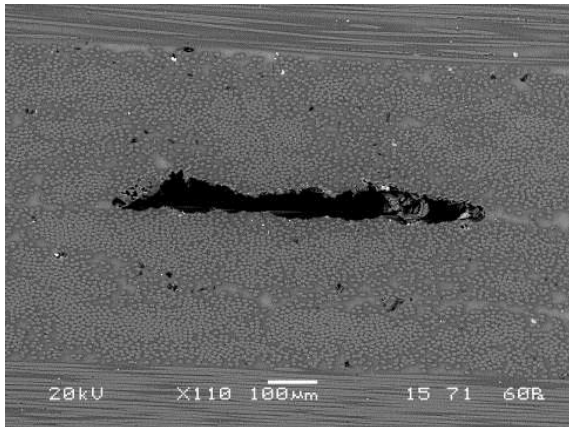
Les porosités peuvent être classées en fonction de plusieurs critères [81]. Les porosités sont ainsi généralement classées en fonction de leur dimension ainsi que par leur géométrie et leur forme [82]. Elles peuvent être ouvertes, c'est-à-dire communicantes à l'intérieur d'un matériau ainsi qu'en surface ou bien fermées, c'est-à-dire qu'elles sont isolées à l'intérieur du matériau ne permettant ainsi aucune perméabilité [83]. Dans le cas des préimprégnés, leurs dimensions varient généralement de 10  $\mu\text{m}$  à quelques millimètres [84]. La géométrie des porosités peut également fortement varier en fonction de leur localisation dans les stratifiés. Elles sont ainsi généralement classées dans quatre catégories : les vides prismatiques, qui sont généralement observés dans les matériaux composites à renfort tissé situés au point de croisement entre les mèches de fibres [85] (Figure I. 21 (i)) ; les vides sphériques, habituellement présents dans les régions riches en matrice (Figure I. 21 (ii)) ; les vides en forme de cigares, localisés dans ou entre les plis (Figure I. 21 (iii)) ; et enfin les vides circulaires, présents au sein des mèches de [85] (Figure I. 21 (iv)).



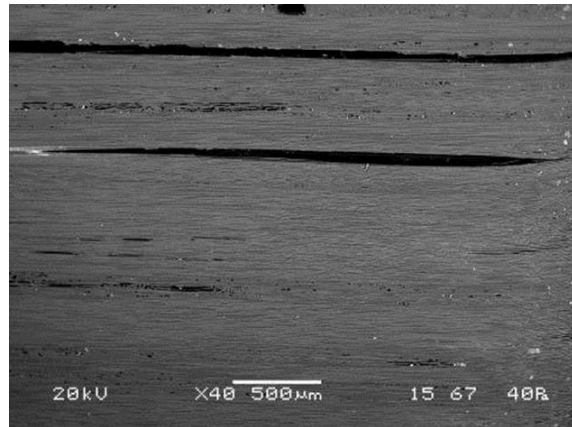
(i)



(ii)



(iii)



(iv)

**Figure I. 21** - Géométrie des porosités les plus couramment observées dans des stratifiés carbone – époxy [81] : (i) Porosité prismatique présente dans un matériau tissé ; (ii) Porosité sphérique présente une zone riche en résine et d'autres plus petits porosités au sein de plis ; (iii) Porosité en forme de cigare présente dans un pli ; (iv) Autre forme de porosité présente dans une nappe unidirectionnelle

La création et la croissance des porosités dans les préimprégnés peuvent avoir plusieurs origines [86]. La première cause de porosité est la présence de corps étrangers ou d'humidité avant leur mise en œuvre. Dans le cas des préimprégnés à matrice thermodurcissable, le stockage au congélateur peut favoriser la prise d'humidité dans la matrice lors de la décongélation à température ambiante du fait d'un emballage non hermétique par exemple. Lors de la cuisson en autoclave et de l'augmentation de la température, cette humidité peut se diffuser dans la matrice, créer des bulles à l'interface entre les plis ou entre les fibres et la matrice et se condenser sous forme de vapeur d'eau [87]. La phase de réticulation permet une évaporation partielle de l'humidité à condition d'appliquer une pression hydrostatique suffisamment importante et présente dès le début du cycle de cuisson [84,88–91]. D'autres gaz tels que des agents réactifs résiduels peuvent aussi être libérés au cours de l'étape de polymérisation. Si la pression dans les bulles de gaz est supérieure à la pression de la résine,

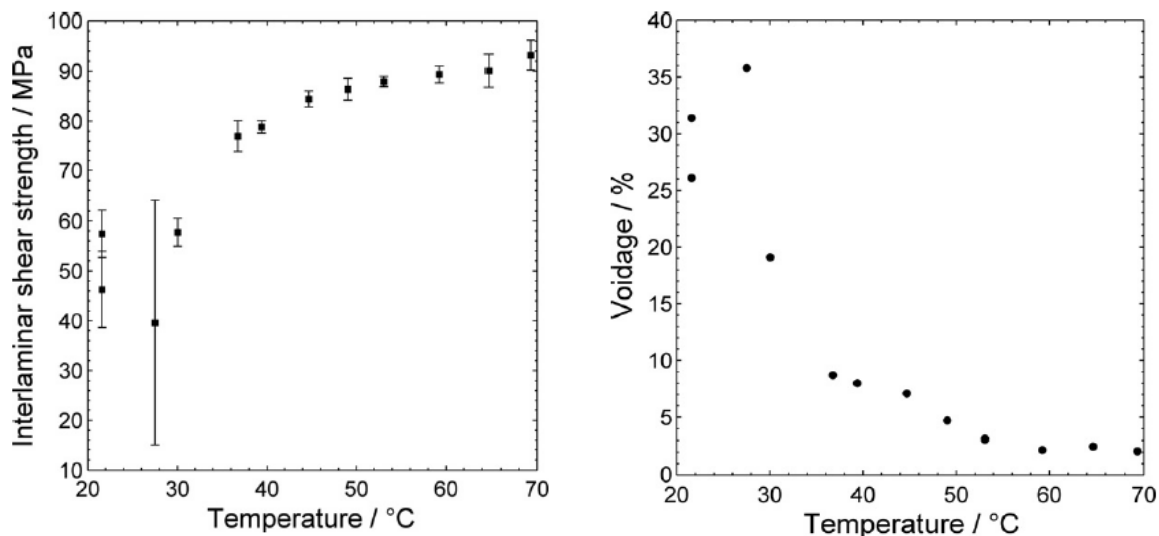
ces bulles peuvent se développer. Dans le cas des préimprégnés à matrice thermoplastique, la présence de corps étrangers dans la zone de stockage peut influencer la qualité des stratifiés. La présence de défauts en surface des préimprégnés peut également engendrer des zones préférentielles à l'emprisonnement d'air et de matières volatiles. La création de porosités peut être également liée à la mise en œuvre pendant le drapage. Les poches d'air piégées au cours du drapage sont influencées par la rugosité des préimprégnés ainsi que par le nombre de plis dans le stratifié. Des microcavités peuvent également apparaître lors d'un chevauchement entre les plis, d'un décalage entre les plis ou lors de la rupture de fibres. Pour les pièces de grande épaisseur, il est recommandé de réaliser un compactage intermédiaire entre les plis pour réduire la présence de porosités dans le cas des préimprégnés à matrice thermodurcissable.

Des études expérimentales menées par Judd and Wright [92] ont démontré que, indépendamment du type de résine, de fibres et du traitement de surface imposé aux fibres, la présence de porosités a une influence non négligeable sur les propriétés mécaniques des composites. La propriété la plus affectée est la résistance au cisaillement interlaminaire. De nombreux auteurs [85,88,93–96] ont corrélié la perte de résistance avec le taux de porosité. Par unité volumique de taux de porosité dans des éprouvettes carbone-époxy, une perte moyenne de 6 % de la contrainte de cisaillement est observée [86]. Ces valeurs sont cependant dispersées en fonction de la nature de la matière utilisée. En effet, différentes architectures de renfort (plis unidirectionnels et tissus préimprégnés [85]), différents types de fibres de carbone (T300 [95], T700 [96], ...) ainsi que différentes matrices époxy (classe 120°C et 180°) [94] ont été sollicités. Des études menées par Wisnom [97] ont quant à elles mis en évidence que la taille des porosités a un rôle non négligeable. En effet les porosités, lorsque celles-ci sont suffisamment grandes (d'un diamètre supérieur à 0,2 mm), sont à l'origine de l'initiation des fissures dans les stratifiés entraînant des zones de concentration de déformation.

L'utilisation de procédé de placement de fibres automatisé permet de réduire la présence de porosité au sein des stratifié à condition de maîtriser les paramètres de mise en œuvre. Des études [98] ont été menées sur l'influence des porosités créées lors du drapage automatisé de stratifiés en composite thermoplastique AS4 – PEEK. Ces travaux ont démontré que le drapage de composite à matrice thermoplastique nécessite l'application d'une température élevée pour favoriser l'adhésion entre les plis et la consolidation de la pièce tout en diminuant la présence de porosité. La vitesse de dépose, la pression de compactage du rouleau, la température de

chauffage du préimprégné ainsi que la forme de la pièce à draper jouent un rôle essentiel dans le développement des porosités et sur les propriétés mécaniques finales des stratifiés.

Plus récemment, des essais sur des éprouvettes à matrice thermodurcissable, réalisées par le procédé de placement de fibres automatisé en fonction de différents paramètres de mise en œuvre, ont été effectués [99]. Ces travaux ont montré un changement de l'ordre de 50 % pour la contrainte de cisaillement interlaminaire du fait de la présence de vide en fonction de la température de drapage (Figure I. 22).



**Figure I. 22** - (i) Contrainte de cisaillement interlaminaire en fonction de la température lors de la mise en œuvre par AFP ; (ii) Taux de porosité mesuré par microscopie optique pour chaque température de mise en œuvre [99]

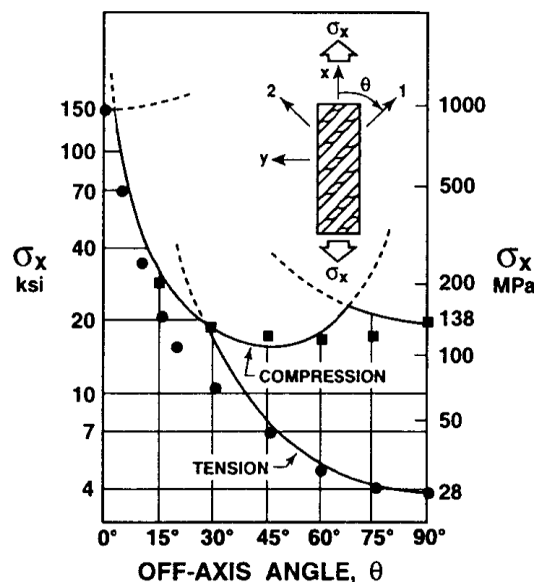
D'autres propriétés mécaniques peuvent également être influencées par la présence de porosités. Une relation linéaire entre le taux volumique de porosité et la perte de résistance en compression a été déterminée pour des composites unidirectionnels carbone-époxy [78]. Pour la présence de 1 % du taux de porosité, la perte des propriétés en compression est estimée à 10 %. Le comportement en flexion est également touché par la présence de vide. Des résultats indiquent une baisse de 10 % de la contrainte et une baisse de 5 % de la rigidité en flexion pour chaque pourcentage de vide. La durée de vie en fatigue est également influencée par la présence des porosités au-delà de 2 % de vide. Dans le cas de sollicitation en cisaillement plan, les résultats montrent une dépendance non-linéaire entre les propriétés et la présence de porosités avec une diminution de 70 % des propriétés pour 5 % de vides dans les pièces étudiées. Le module de cisaillement plan est plus sensible aux petits défauts de type microporosités que les porosités à l'échelle macro. Ce résultat est principalement dû à la

localisation des porosités. En effet, les micro-vides sont généralement présents dans les mèches de fibres ne favorisant pas le transfert de la charge entre les fibres.

#### 4.2. Influence du désalignement des fibres

Dans les composites, les fibres doivent être logiquement alignées, parallèles et orientées dans les directions souhaitées pour optimiser les performances des stratifiés. Un désalignement des fibres de renfort peut donc impacter les propriétés mécaniques finales. La Figure I. 23 illustre l'influence de l'orientation des fibres à l'échelle d'un stratifié unidirectionnel carbone-époxy sur la résistance en traction et compression [100]. Les propriétés mécaniques évoluent ainsi très rapidement comme les modes de rupture en fonction de l'angle d'orientation des fibres. Chamis [101] a ainsi montré que la résistance en traction d'un composite unidirectionnel carbone-époxy chute de 550 à 350 MPa pour une désorientation des fibres de 10° seulement.

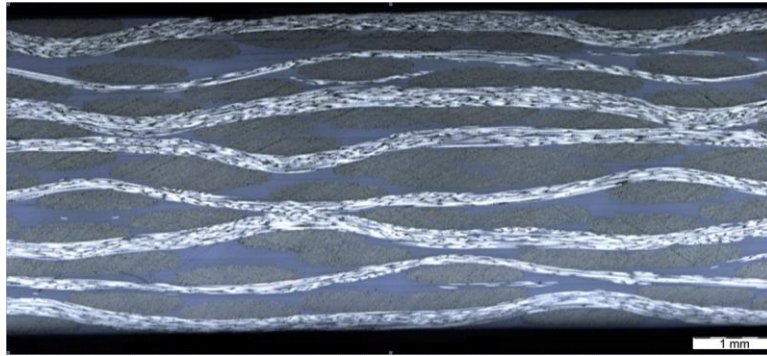
Dans le cas du drapage avec le procédé de placement de fibres automatisé, une déviation angulaire de 3 % des rubans correspondant à la tolérance de la machine est autorisée lors de la dépose. Ce petit désalignement des rubans peut s'avérer important lors de la sollicitation d'éprouvette hors axes.



**Figure I. 23** - Influence de l'orientation des fibres sur la résistance en traction et compression d'un stratifié unidirectionnel verre-époxy [100]

A l'échelle des plis, des désalignements de fibres peuvent également apparaître lors de la fabrication des stratifiés [102]. Ce phénomène, également appelé « fiber waviness », peut être

ainsi défini comme une déviation des fibres par rapport à la direction moyenne du stratifié formant un motif pouvant être représenté mathématiquement par une onde sinusoïdale [103]. Ces désalignements peuvent se produire dans le plan, avec une ondulation des fibres ou bien hors plan, avec une ondulation des plis. La Figure I. 24 illustre ce phénomène au sein d'un stratifié carbone-PPS.

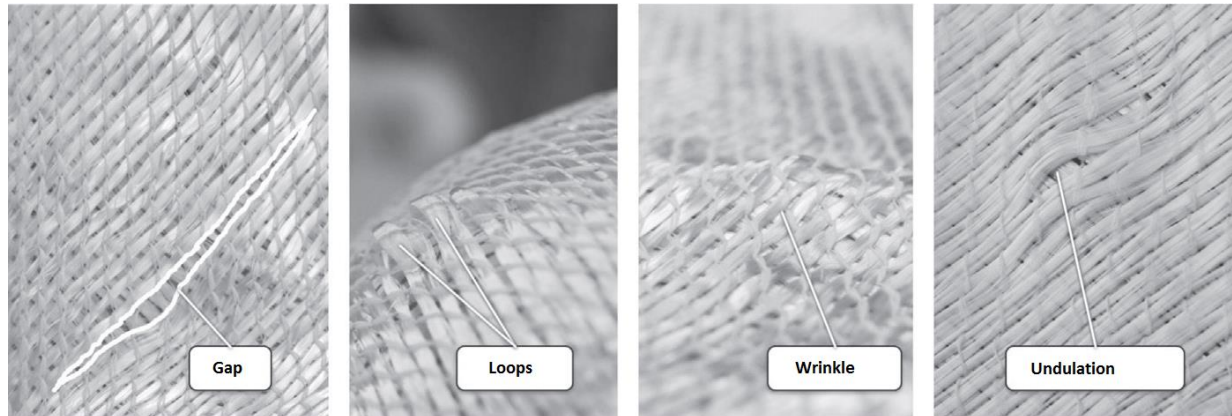


**Figure I. 24** - Microstructure d'un stratifié carbone-PPS avec un empilement de configuration  $[0^\circ/90^\circ]_{4s}$  présentant des désalignements des plis [104]

Ce phénomène de désalignement résulte essentiellement du procédé de mise en œuvre [105,106]. Ainsi, la haute température imposée lors de la cuisson en autoclave, le temps de mise en œuvre, la pression appliquée, la nature de l'outillage utilisé, les conditions de refroidissement, les dimensions de pièces fabriquées ainsi que leur épaisseur ont un impact non négligeable sur la présence et la géométrie des désalignements des fibres. L'effet de l'ondulation des fibres sur les propriétés mécaniques de composites a été pleinement examiné dans les travaux de Piggot [107]. Différentes sollicitations mécaniques ont ainsi été appliquées sur des stratifiés unidirectionnels mettant en évidence un impact important de l'ondulation des fibres principalement sur la résistance en compression et la résistance en fatigue. Parmi les différentes études réalisées [105,106,108], ces résultats ont été validés dans les travaux analytiques et expérimentaux effectués par Hsiao et al. [109,110]. Leurs expérimentations ont cependant démontré que le cisaillement interlaminaire, induit par la présence du désalignement, entraîne un risque de délaminage plus important et donc une rupture prématurée des échantillons.

La structure géométrique réelle des fibres est un également un élément essentiel sur la création de désalignement au sein de stratifié. En fonction des configurations du matériau composite utilisées pour la réalisation des pièces de structure, des désalignements présents sur la surface des fibres peuvent ainsi fortement impacter les propriétés mécaniques et principalement les

propriétés liées au comportement en fatigue [104]. La Figure I. 25 illustre des exemples de défauts présents sur des renforts textiles en fibre de verre qui entraînent l'apparition de désalignement des fibres au sein des structures.

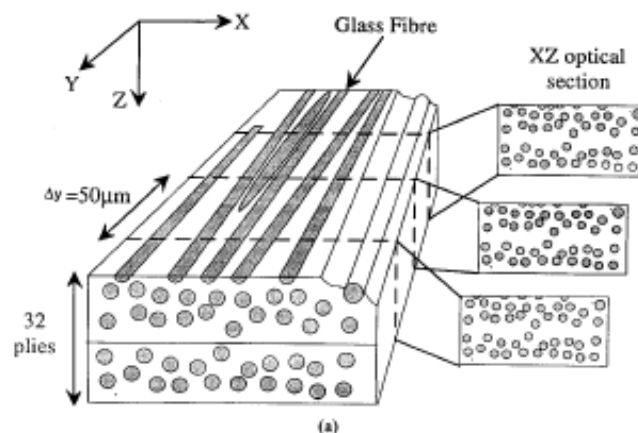


**Figure I. 25** – Différents défauts présents en surface d'un renfort textile en fibre de verre favorisant le désalignement des fibres au sein de la structure [104]

#### 4.3. Influence du taux volumique local et de la distribution des fibres

Cette dernière partie aborde succinctement la notion de variation locale de la fraction volumique de fibres ainsi que l'influence de la distribution des fibres au sein d'une structure.

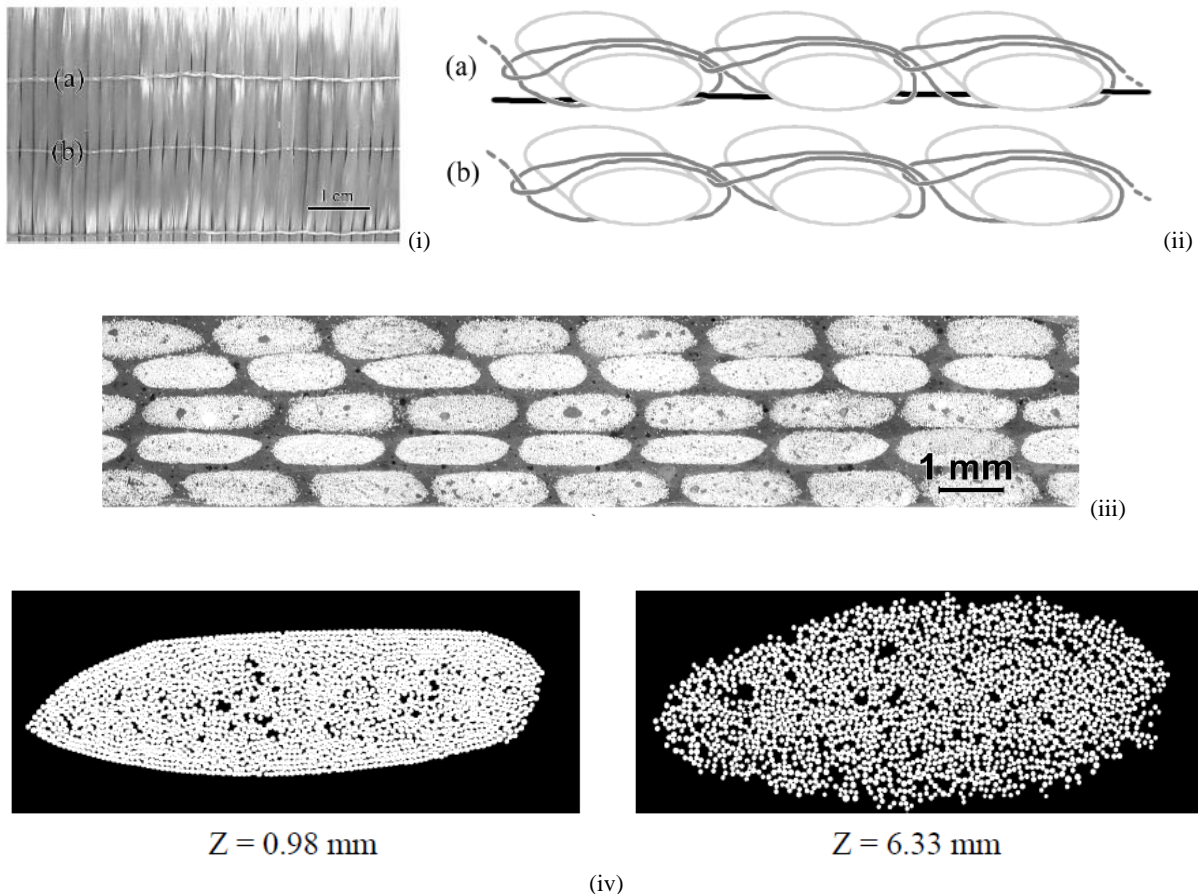
En fonction de la zone d'observation des microstructures des stratifiés, l'arrangement des fibres peut varier et le taux volumique local de fibres peut évoluer. Le schéma illustré sur la Figure I. 26 montre ce phénomène de désorganisation locale des fibres au sein même d'une structure composite [111].



**Figure I. 26** - Représentation schématique de l'empilement d'un stratifié contenant des variations locales de la distribution des fibres ainsi que des désalignement de fibres au sein de la structure [111]



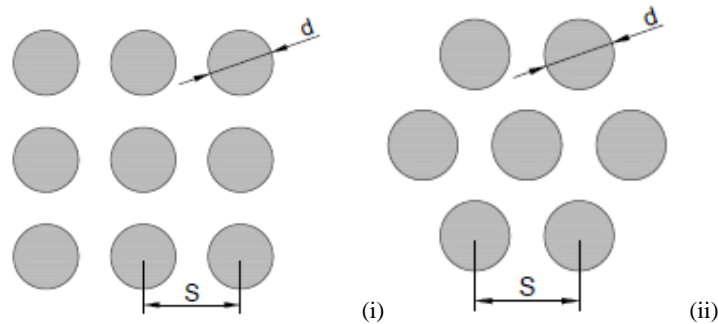
Des travaux réalisés par Bizet et al. [112] ont ainsi démontré que la répartition des fibres de renfort au sein d'un empilement de tissus de fibres de verre unidirectionnelles parallèles peut varier en fonction de la position de la coupe et de la zone d'observation (Figure I. 27). La présence d'un fil de couture entre les fibres de verre, permettant de maintenir la structure du tissu unidirectionnel, engendre également une modification locale de l'arrangement des fibres impactant ainsi directement sur la forme de la mèche.



**Figure I. 27** – Répartition des fibres de verre au sein d'un composite : (i) Face inférieure d'une nappe unidirectionnelle ; (ii) description schématique des fils de couture permettant de maintenir le tissu ; (iii) Microstructure de nappe unidirectionnelle ; (iv) Coupes transversales des mèches dans leur longueur à deux positions différentes afin d'observer l'arrangement entre les fibres [112]

A partir de ces analyses, il est possible d'envisager que l'introduction d'un défaut au sein d'une structure peut entraîner localement une perturbation de l'arrangement des fibres en fonction de la géométrie et de la nature du stratifié utilisé. La microstructure du composite présente alors une distribution non homogène des fibres dans la matrice se caractérisant par des fluctuations locales de la fraction de renfort. Il est ainsi généralement constaté des zones riches en fibres et d'autres riches en résine qui peuvent impacter directement les propriétés mécaniques.

Pour illustrer ce phénomène, des approches micromécaniques peuvent être réalisées. Celles-ci consistent à considérer un matériau hétérogène comme un ensemble de constituants dont la morphologie, la répartition et la taille influencent le comportement global de la structure. Il est ainsi nécessaire d'idéaliser le matériau en simplifiant sa microstructure à l'aide d'arrangements périodiques, appelés volumes élémentaires représentatifs (VER) du stratifié. Les motifs les plus utilisés sont de type carré ou hexagonal comme illustrés sur la Figure I. 28.



**Figure I. 28** - Modélisation de la section d'un composite : (i) Motif carré ; (ii) Motif hexagonal

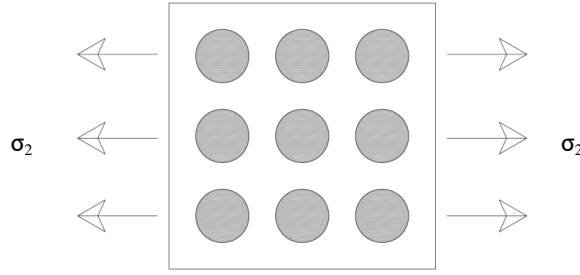
En considérant un modèle VER carré pour la modalisation du composite, il est possible de déterminer la fraction volumique de fibres noté  $V_f$ . Celle-ci peut alors s'exprimer en fonction du diamètre des fibres et de la distance entre deux fibres telle que :

$$V_f = \frac{\pi}{4} * \left(\frac{d}{S}\right)^2 \quad \text{Equation I. 1}$$

où  $d$  est le diamètre des fibres et  $S$  est la distance entre le centre de deux fibres.

Plus le rapport géométrique  $d/S$  (correspondant à l'arrangement des fibres) augmente, plus la fraction volumique de fibres au sein de stratifiés est grande. Hull [78] précise ainsi que le taux volumique de fibres maximal est défini à 78,5 %. Dans cette situation, les fibres se touchent.

Afin de déterminer l'influence du taux volumique local de fibres sur les propriétés mécaniques, un modèle simplifié d'un volume élémentaire représentatif sollicité en traction transverse est illustré sur la Figure I. 29. Dans le cas de cette sollicitation, la rupture se produit généralement dans la matrice ou à l'interface fibre/matrice. En effet, les fibres ne jouent plus leurs rôles de renfort car la sollicitation mécanique n'est plus dans le sens du chargement.



**Figure I. 29** - Elément de volume représentatif permettant de calculer la résistance en traction transverse d'un stratifié unidirectionnel [113]

A partir des équations développées par Halpin et Tsai [114] et des simplifications présentées par Kaw [113], il est possible de déterminer la déformation maximale de rupture en traction transverse en tenant compte du facteur géométrique  $d/S$  par l'équation suivante :

$$\epsilon_{rup} = \left[ \frac{d}{S} * \frac{E_m}{E_f} + \left(1 - \frac{d}{S}\right) \right] * \epsilon_{mv} \quad \text{Equation I. 2}$$

où  $d$  est le diamètre des fibres,  $S$  est la distance entre le centre de deux fibres,  $E_m$  est le module de la matrice,  $E_f$  est le module des fibres et  $\epsilon_{mv}$  est la déformation maximale à la rupture de la matrice.

La Figure I. 30 illustre la concentration de déformations entre les fibres d'un modèle d'inclusion sollicité en traction transverse [78]. La visualisation par photoélasticimétrie met en évidence des franges isochromatiques qui montre des concentrations de déformations complexes au sein de la structure. L'amplitude de ces contraintes ainsi que leur direction varie tout au long de la matrice. Celles-ci dépendent de la fraction volumique donnée, de l'agencement des fibres ainsi que leur régularité.



**Figure I. 30** - Répartition des contraintes de déformation mesurées par photoélasticimétrie au sein d'un modèle d'inclusion sollicité en traction transverse [78]

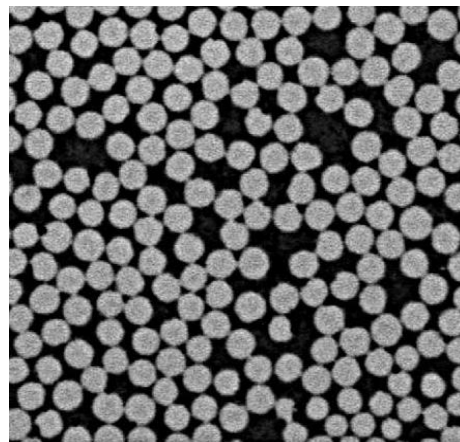
A partir de la loi de Hooke et de l'Equation I.2, il est alors possible de déterminer la résistance à la rupture transversale telle que :

$$\sigma_{rup} = \varepsilon_{rup} * E_T \quad \text{Equation I. 3}$$

où  $\varepsilon_{rup}$  est la déformation à la rupture et  $E_T$  est le module de traction transverse du matériau.

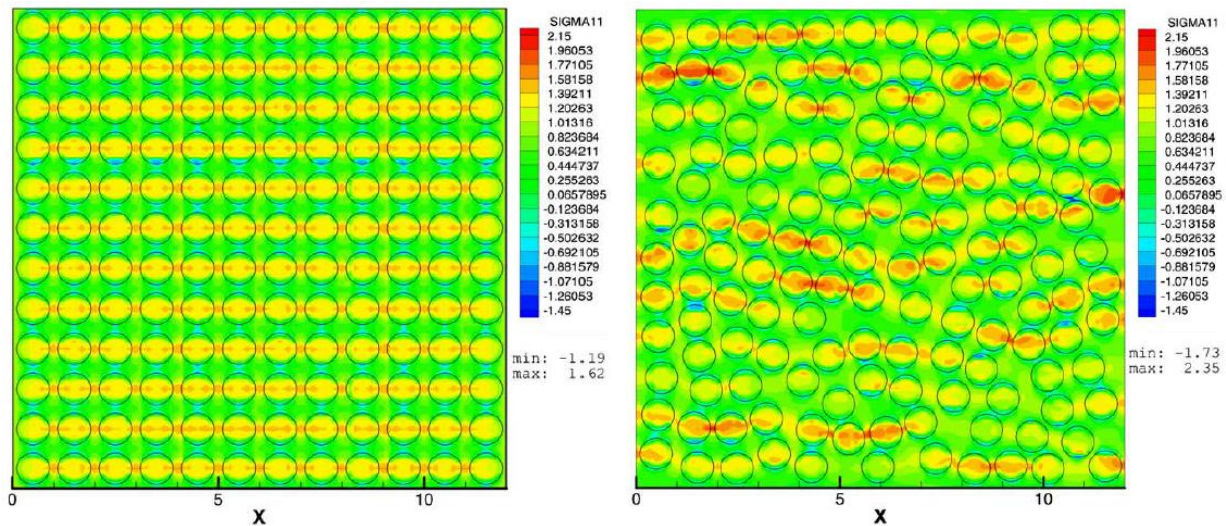
Les propriétés en traction transverse d'un stratifié idéalisé, montrent une dépendance directe entre les facteurs géométriques et la distribution des fibres au sein de la structure. Ainsi, plus le taux volumique de fibres est important, plus les fibres sont rapprochées et donc les contraintes élevées.

Le modèle théorique présenté considère cependant une continuité du matériau c'est-à-dire que les fibres sont parfaitement liées à la matrice bien qu'il n'y ait pas la présence de porosité. Or, dans la réalité, la répartition des fibres au sein de la microstructure n'est pas homogène. La Figure I. 31 illustre la microstructure d'un stratifié carbone-époxy réalisée par micrographie optique [115].



**Figure I. 31** - Micrographie d'un section transversale d'un composite carbone-époxy fabriqué par pultrusion [115]

Il existe ainsi une différence significative de la distribution des fibres entre la théorie et la réalité. Chen et al. [115] ont ainsi démontré dans leurs travaux par une étude numérique que la répartition des contraintes n'est pas identique entre la géométrie idéalisée et la géométrie réelle. Des zones plus importantes de concentration de contraintes non homogène sont ainsi visibles dans le cas de la modélisation se rapprochant de la structure réelle d'un stratifié. Des travaux similaires de modélisation et expérimentaux [116–118] ont également permis de mettre en évidence les mêmes phénomènes.



**Figure I. 32** – Distribution des contraintes en traction transverse déterminée par simulation numérique pour : (i) le modèle théorique avec un arrangement périodique carré des fibres ; (ii) une organisation réelle de la microstructure d'un composite carbone-époxy [115]

A partir de ces travaux, il peut être envisagé que l'introduction de singularités au sein de stratifiés drapés par le procédé de placement de fibres automatisé entraîne une variation locale de la fraction volumique de renfort, en fonction de leur nature et de leur géométrie, impactant directement sur les performances mécaniques. La présence d'un gap, correspondant à l'espacement entre les rubans favorisant ainsi la création de zones riches en résine, entraînera donc une évolution des contraintes en traction transverse différente d'un stratifié contenant un overlap favorisant une zone riche en fibres du fait d'un chevauchement des rubans de préimprégnés déposés.

Le modèle présenté à titre d'illustration peut également être réalisé pour déterminer l'influence de la fraction volumique locale de fibres soumise à un chargement de compression ou de cisaillement. Ces modèles ne seront cependant pas présentés dans ce manuscrit. Il est également nécessaire de rappeler que cette analyse est uniquement valable à l'échelle locale des fibres. En effet, à l'échelle d'observation d'un pli dans un stratifié, d'autres phénomènes peuvent influencer l'organisation des fibres au sein des stratifiés. L'échelle d'observation des caractéristiques des composites est donc très importante.

La suite de ce document présente les travaux expérimentaux réalisés dans le cadre de cette thèse.

# Chapitre II - Matériaux et méthodes expérimentales

---

L'objectif de ce chapitre est de présenter les matériaux et méthodes expérimentales utilisés dans le cadre de l'étude sur l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés de stratifiés mis en œuvre par le procédé de placement de fibres automatisé. La première partie est ainsi consacrée à la description du préimprégné à matrice thermodurcissable carbone-époxy utilisé pour la fabrication des différents stratifiés. Les conditions et les paramètres de mise en œuvre sont ensuite détaillés dans une seconde partie. Enfin, les étapes d'analyse des microstructures des stratifiés étudiés et de caractérisations mécaniques réalisées sont respectivement détaillées dans une troisième et quatrième partie.

## II.1 Présentation du préimprégné carbone-époxy Hexply 8552/AS4

Le matériau composite utilisé dans le cadre de cette étude est le préimprégné Hexply 8552/AS4 RC34 AW194 produit par Hexcel Composite. Il s'agit d'un préimprégné constitué à  $57,42 \pm 2$  % en volume de fibres de carbone unidirectionnelles AS4 et d'une matrice époxy (Hexcel 8552) de classe 180. Ce matériau est couramment employé pour l'élaboration de structures primaires destinées à l'industrie aéronautique [15].

Les fibres de carbone AS4 utilisées dans ce préimprégné sont dites de « haute résistance (HR) » à module intermédiaire. D'un diamètre moyen de  $7 \mu\text{m}$  et constituées de 12000 filaments microscopiques (12K), ces mèches de renfort sont fabriquées à partir d'un précurseur polyacrylonitrile (PAN). Afin de les protéger lors des opérations d'imprégnation ou de tissage, ces fibres ont subi un traitement de surface spécifique appelé ensimage [119]. Celui-ci permet d'améliorer la compatibilité entre les fibres et la matrice mais également un bon mouillage des fibres par la matrice. Le grammage des fibres de carbone est de  $194 \text{ g/m}^2$  pour une masse surfacique totale du préimprégné de  $297 \pm 15 \text{ g/m}^2$ . Ces fibres sont imprégnées par voie fondue d'une matrice époxy dite de haute performance (HP). Les fiches fournisseurs font état d'une épaisseur de plis après cuisson de  $0,184 \pm 0,01 \text{ mm}$ . Les propriétés mécaniques moyennes du



préimprégné issues de la fiche technique fabricant, pour des essais réalisés à température ambiante de 25°C et un taux d'humidité de 50 %, sont présentées dans le Tableau II. 1 .

Propriétés	Valeurs
<i>Résistance à la rupture en traction longitudinale (0°)</i>	2207 MPa
<i>Module en traction longitudinale (0°)</i>	141 GPa
<i>Résistance à la rupture en traction transverse (90°)</i>	81 MPa
<i>Module en traction transverse (90°)</i>	10 GPa
<i>Résistance à la compression longitudinale (0°)</i>	1531 MPa
<i>Module en compression longitudinale (0°)</i>	128 GPa
<i>Contrainte ILSS (cisaillement interlaminaire)</i>	128 MPa
<i>Contrainte de cisaillement plan (45°)</i>	114 MPa

**Tableau II. 1** - Propriétés mécaniques du préimprégné Hexply 8552/AS4 RC34 AW194 [15]

Au cours de cette étude, le préimprégné carbone-époxy est utilisé sous deux formes différentes. Le préimprégné se présente tout d'abord sous forme de nappe unidirectionnelle dédiée à la mise en œuvre de stratifié drapé manuellement ((Figure II. 2 (i)). Ces nappes ont une largeur de 300 mm. La seconde configuration se présente quant à elle sous forme de rubans ((Figure II. 2 (b)) pour permettre la fabrication de stratifiés drapés par le procédé de placement de fibres automatisé. Ces rubans sont issus de nappes préimprégnées unidirectionnelles refendues à une largeur théorique de 6,35 mm avec une tolérance de  $\pm 0,25$  mm pour ces travaux (Figure II. 2 (iii)). Ces rubans sont disposés sur des bobines protégées par un film séparateur en polyéthylène. Ces deux configurations proviennent du même lot de matière afin de comparer les propriétés mécaniques finales des stratifiés étudiés.



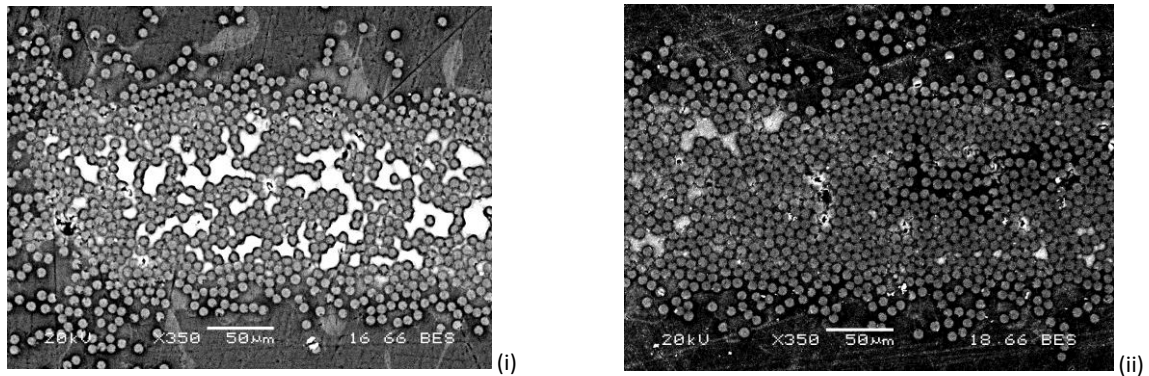
(i)



(ii)

**Figure II. 1** - Préimprégnés Hexply 8552/AS4 : (i) Nappe unidirectionnelle carbone/époxy ; (ii) Bobine de ruban préimprégné pour la mise en œuvre par AFP

La Figure II. 2 (i) et la Figure II. 2 (ii) illustrent respectivement les microstructures de la nappe unidirectionnelle et du ruban crus utilisés pour le drapage des différents stratifiés étudiés dans le cadre de cette étude. L'analyse de ces microstructures montre une distribution aléatoire des fibres dans la matrice avec des zones plus ou moins riches en renforts. Les fibres situées en périphérie de ces deux configurations de préimprégné sont parfois dépourvues de matrice.



**Figure II. 2** - Préimprégné Hexply 8552/AS4 : (i) Microstructure de la nappe unidirectionnelle crue ; (ii) Microstructure d'un ruban cru (pour permettre l'observation des échantillons au MEB, une résine d'enrobage a été utilisée)

La qualité du préimprégné utilisé dans cette étude dépend principalement de son conditionnement mais également de ses conditions d'utilisation. En effet, la présence de matrice thermodurcissable nécessite de contrôler les températures de stockage et de mise en œuvre afin de ne pas entraîner un début de polymérisation du préimprégné à température ambiante. Le préimprégné Hexply 8552/AS4 est ainsi stocké avant son utilisation au congélateur à  $-18^{\circ}\text{C}$  afin de maîtriser les propriétés de la matrice lors de la réalisation de pièce de structure. Sa durée de vie à cette température est de 12 mois. Lorsque le préimprégné est décongelé, il conserve ses propriétés de tack (caractère collant de la matière) 10 jours à température ambiante, permettant le drapage « facile » des stratifiés. Enfin, la durée maximum autorisée cumulée à température ambiante, entre la sortie du congélateur et la cuisson en autoclave, est définie à 30 jours par le fournisseur de la matière. Au-delà de cette limite, le préimprégné est considéré comme périmé et ne peut plus être utilisé pour la fabrication de structure primaire aéronautique.

## II.2 Mise en œuvre des stratifiés

### 2.1. Drapage manuel

Le drapage manuel consiste à réaliser un empilement à partir de nappes unidirectionnelles prédécoupées en respectant la position, l'orientation et la séquence d'empilement définies pour



la réalisation des différents stratifiés. Les nappes unidirectionnelles ont ainsi été découpées à l'aide d'un cutter pour éviter l'arrachement des fibres de carbone. Afin de favoriser l'accroche du premier pli et de supprimer l'éventuel présence de corps étrangers à la surface de la table de drapage, les premiers plis des stratifiés ont été positionnés sur un « release film » maintenu par le vide. La cohésion entre les différents plis est ensuite assurée par le caractère pégueux de la matière. Un compactage manuel (à l'aide d'un rouleau) est également réalisé après chaque dépose d'une épaisseur de préimprégné afin de favoriser une meilleure adhésion. Les empilements composites drapés sont ensuite mis sous vide dans le but de limiter l'air emprisonné entre les plis. Lorsque le drapage est terminé, les stratifiés sont emballés dans une poche hermétique avant leur cuisson en autoclave afin de les protéger de l'humidité et des volatiles présents dans l'environnement de la salle de drapage.

## 2.2. Description du robot utilisé pour le drapage automatisé

Le drapage est réalisé sur une machine de placement de rubans automatisé développée par la Société Coriolis Composites (Figure II. 3) [2]. Cette technologie utilise des robots poly-articulés 6 axes (ABB ou KUKA) couramment employés dans les secteurs de l'automobile et de l'électronique associés à des équipements dédiés au placement de fibres. Le terme « fibre » est un abus de langage car il correspond en réalité à des rubans dans le langage courant de ce secteur. Les principaux axes de développement de la société sont le cantre, le Multiwinch®, les conduits d'acheminement ainsi que la tête de dépose.



**Figure II. 3** - Cellule de placement de fibres automatisé Kuka® utilisée pour le drapage des stratifiés (développée par Coriolis Composites [2])

Disposés sur des bobines dans le cantre, armoire permettant le stockage de la matière lors du drapage, les rubans de préimprégné sont guidés jusqu'à la tête de dépose via des tuyaux flexibles avec une tension réduite obtenue par le système Multiwinch®. Le robot peut alors les déposer sur la surface d'une table de drapage ou d'un moule de géométrie complexe.

L'action du réacheminement est réalisée via des galets de guidage qui permettent de plaquer les différents rubans sur un rouleau motorisé. Chaque ruban dispose d'un tel système permettant sa dépose de manière indépendante. Ils peuvent être également coupés et bloqués indépendamment les uns des autres. Dans le cadre de ces travaux, la tête de placement de fibres utilisée permet de déposer une bande composée d'un à huit rubans avec une largeur de bande totale maximale de 50,8 mm (soit 8 rubans de largeur  $6,35 \pm 0,25$  mm) à chaque étape de dépose. Une longueur minimale de rubans déposés de 90 mm est également définie pour le drapage des stratifiés du fait de la distance entre les couteaux et le rouleau de compactage.

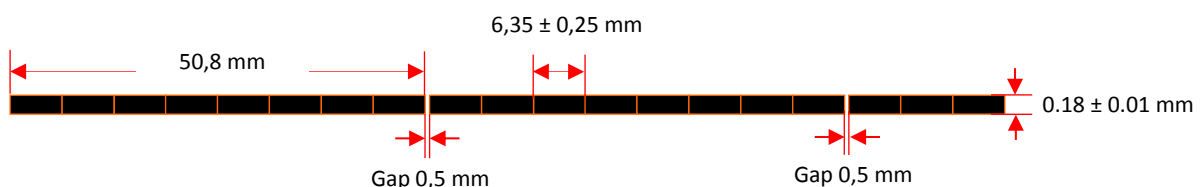
Pour permettre une adhésion suffisante lors de la dépose du premier pli, un film de téflon Wrightlon 5200 fourni par Airtech®, maintenu par le vide, a été déposé à la surface de la zone de drapage (marbre en aluminium). Une lampe infrarouge positionnée sur la tête de placement de rubans, en amont du rouleau de compactage, permet de chauffer localement le préimprégné lors de la dépose afin d'améliorer l'adhérence entre les plis successifs. La température de chauffage, avoisinant les 50°C, a été définie pour permettre le drapage du préimprégné carbone-époxy utilisé dans cette étude. Une force de compactage de 600 N est également imposée par le rouleau afin de supprimer l'éventuelle présence de bulles d'air pendant la phase de drapage favorisant la création de porosités au sein de stratifié lors la cuisson en autoclave. L'application de cet effort est systématiquement réalisée à la normale de la surface de drapage afin d'assurer le compactage des différents plis des empilements. L'étape de drapage des stratifiés nécessite également un compactage sous vide à intervalle régulier pour permettre la cohésion de l'ensemble des plis. Du fait des faibles épaisseurs des stratifiés étudiés dans ces travaux, le compactage sous vide a uniquement été réalisé à la fin de l'étape de drapage. Le vide a été imposé pendant 20 min à une pression de 0,9 bars. La vitesse de drapage des différents stratifiés a été définie à une vitesse de 0,1 m/s.

Le logiciel CADFiber®, développé par Coriolis Composites [2], permet de simuler et d'optimiser les trajectoires de drapage en fonction des formes de stratifiés souhaitées. Pour

cette étude, les écarts inter-bandes et les singularités introduites lors de la phase de drapage seront directement paramétrés et pilotés à partir de ce logiciel.

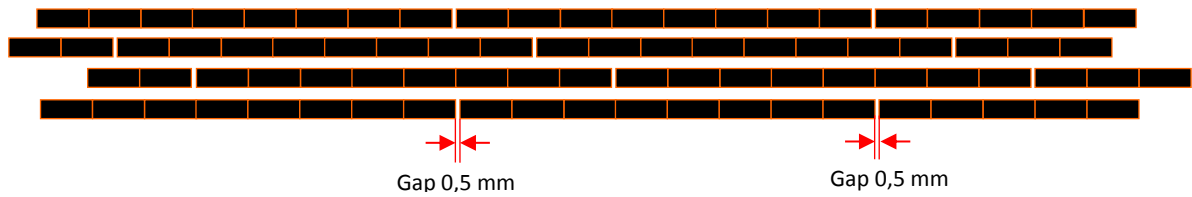
### 2.3. Règles de drapage imposées par les constructeurs aéronautiques

Lors de la fabrication de pièces structurales en composite par le procédé de placement de fibres automatisé, les trajectoires de drapage doivent être optimisées afin de contrôler la présence de lacune ou de chevauchement des rubans dans le but de limiter leur impact sur les propriétés mécaniques finales. Cependant, les constructeurs aéronautiques imposent un écart inter-bande, c'est-à-dire un espacement entre les bandes, afin d'éviter la formation d'une surépaisseur entre chaque dépose de  $n$  rubans. Cet indicateur  $n$  correspond au nombre de rubans déposés en fonction de la tête de placement utilisée. Dans le cas de notre étude, un écart inter-bande de 0,5 mm est ainsi programmé à chaque passage de la tête de placement de fibres soit tous les 8 rubans. Cet écart correspond aux tolérances de la machine de placement de fibres [120]. En effet, les filières permettant le passage des rubans de préimprégnés sont usinées à 6,4 mm. En fonction des spécifications des matières utilisées et de leurs tolérances, des défauts peuvent être engendrés indépendamment du système de dépose. Un écart de 0,5 mm autorisé entre chaque dépose permet ainsi d'éviter le chevauchement des rubans et donc la formation d'une surépaisseur dans les pièces drapées.



**Figure II. 4** - Règle de drapage habituelle imposée par les constructeurs aéronautiques pour une tête de placement de fibres pour  $n = 8$  rubans

Pour éviter la superposition des gaps au sein des structures primaires, qui pourraient engendrer une diminution des propriétés mécaniques, les constructeurs aéronautiques préconisent également un décalage des écarts inter-bandes lorsque deux ou plusieurs plis de même orientation sont superposés l'un sur l'autre. Cette technique, appelée « staggering », permet ainsi de limiter le nombre de gaps sur une surface définie (Figure II. 5). Dans le cadre de ces travaux, cette configuration du drapage ne sera cependant pas étudiée.



**Figure II. 5** - Règle de staggering imposée par les constructeurs aéronautiques pour limiter le nombre de gaps sur une surface de drapage

Les constructeurs aéronautiques autorisent également une déviation angulaire des rubans lors de la dépose. Celle-ci correspond à l'écart entre la direction théorique définie lors de la création de la trajectoire de drapage et la position réelle du ruban lors de la dépose sur le moule (Figure II. 6). Sur une surface non-développable, la déviation angulaire est inévitable car les rubans ne peuvent être systématiquement alignés. Les abattements définis lors des calculs de structure sur les propriétés mécaniques autorisent ainsi une déviation angulaire de  $\pm 3^\circ$ .



**Figure II. 6** - Déviation angulaire autorisée par les constructeurs aéronautiques lors du drapage d'une pièce de structure de forme non développable

#### 2.4. Procédé autoclave

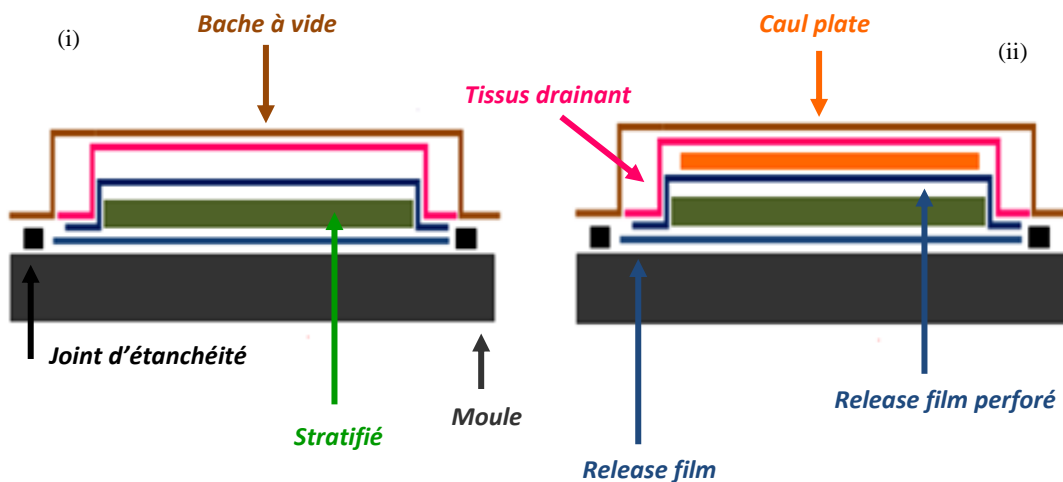
Le procédé autoclave est un procédé très utilisé dans l'aéronautique du fait de l'optimisation du contrôle des vitesses de chauffe, des températures de cuisson et de la pression permettant la reproductibilité des pièces fabriquées. Il permet ainsi de mieux contrôler la porosité et la cohésion des plis des stratifiés. Dans cette étude, les cuissons ont été réalisées chez Florian Madec Composites® à Brest [121]. L'autoclave utilisé est conforme et certifié aéronautique (Figure II. 7).

Dans ce procédé, le stratifié à polymériser est positionné sur un film de téflon (Wrightlon 5200 fourni par Airtech©) maintenu par le vide sur un outillage métallique (moule). Ce film permet de protéger le moule du contact avec la résine. Le stratifié est ensuite recouvert d'un film de téflon perforé, permettant l'écoulement de la matière, puis d'un tissu drainant. Ce tissu a pour fonction d'absorber l'excédent de résine dégagé par le composite au cours de sa mise en œuvre. L'ensemble est recouvert par une bâche à vide (sac en polyéthylène) maintenue sur le moule

par un joint d'étanchéité. L'air emprisonné dans la bâche peut ainsi être aspiré afin de mettre le composite sous vide. L'assemblage de ces différents éléments est représenté sur la Figure II. 8.



**Figure II. 7** - Autoclave utilisé pour la cuisson des éprouvettes [121]



**Figure II. 8** - Disposition des éléments pour la cuisson en autoclave de stratifié carbone – époxy :

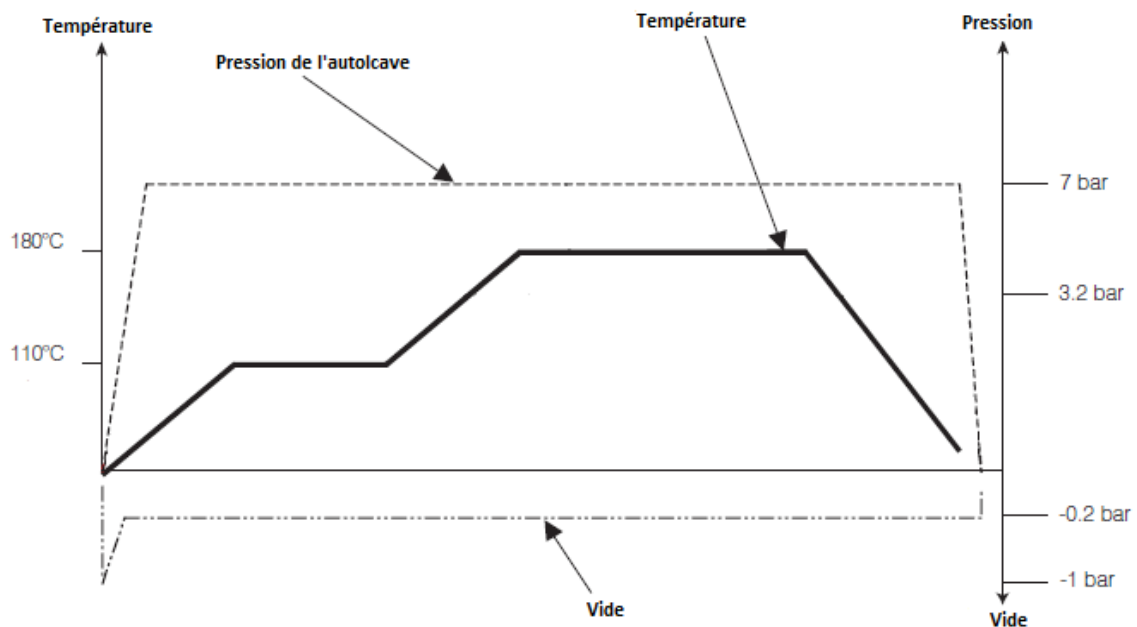
(i) Sans caul plate ; (ii) Avec caul plate

Les spécifications des constructeurs aéronautiques imposent, lors de la polymérisation de certaines pièces structurales en autoclave, l'application d'une « caul plate » agissant comme un contre moule. Cette « caul plate » est généralement réalisée en métal de faible épaisseur ou bien en composite à renfort carbone. Elle est introduite à l'intérieur de la bâche à vide, entre le film de téflon positionné sur le stratifié et le tissu drainant. Ce contre moule permet de

favoriser la consolidation entre les différentes plis de l'empilement des stratifiés, d'avoir un meilleur contrôle dimensionnel des pièces fabriquées mais également d'obtenir une surface plus lisse.

Pour déterminer l'influence de cette caul plate sur la microstructure des différents stratifiés drapés dans cette étude, une série de plaques a été polymérisée sans caul plate. Les autres stratifiés seront systématiquement polymérisés avec une caul plate en aluminium de 2 mm d'épaisseur introduite entre le film de téflon et le tissu drainant sur le stratifié selon les conditions de mise en œuvre des constructeurs aéronautiques.

La mise en œuvre par autoclave consiste ensuite à un cycle de cuisson du composite piloté selon le cycle de température imposé par le fournisseur du préimprégné (Figure II. 9). Ce cycle est constitué de deux paliers : un premier à une température de  $110^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$  pendant 1h et un second à  $180^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$  pendant 2h. Une dépression de départ de 1 bar environ est imposée à l'intérieur de la bache à vide. Celle-ci est ensuite diminuée à 0,2 bar à partir de la première montée en température et jusqu'à la fin du cycle de cuisson. Une pression hydrostatique dans l'autoclave de 7 bars est également imposée lors de la montée en température. Le procédé de fabrication s'achève par un refroidissement contrôlé et un démoulage de la pièce élaborée.



**Figure II. 9** - Cycle de polymérisation et paramètres de réglage de l'autoclave [15]

## **II.3 Analyse de la morphologie des stratifiés**

### **3.1. Analyse C-Scan**

Le contrôle de la santé matière des différents stratifiés drapés dans cette étude a été systématiquement réalisé par la méthode d'analyse par ultrasons. Cette méthode est la plus couramment utilisée pour les contrôles non destructifs dans le domaine aéronautique. Elle consiste à mesurer l'atténuation d'amplitude d'un faisceau d'ondes sonores lors du passage à travers la pièce à analyser. La présence de porosités, d'inclusions ou de défauts de délaminage entraînent une perturbation de la propagation des ondes ultrasonores permettant ainsi de localiser les défauts [122–124]. Cette technique ne permet cependant pas de donner des indications relatives à la répartition des porosités dans l'épaisseur de la pièce ni sur leurs morphologie. Néanmoins, cette méthode de contrôle est très souvent utilisée dans l'industrie aéronautique du fait de son caractère non destructif.

L'appareil C-Scan à ultrasons (Sofratest 49 944) utilisé dans cette étude est équipé d'un transducteur et d'un panneau plan en aluminium jouant le rôle de réflecteur. Le panneau plan est immergé dans un bac d'eau douce afin de laisser passer les ondes ultrasonores. Les bulles d'air pouvant se former dans le bac ou sur la surface des stratifiés analysés ont préalablement été éliminées. Le contrôle est réalisé par un transducteur focalisé d'une fréquence de 10 MHz et une longueur de focalisation de 76 mm qui balaye la totalité de la surface de la pièce dans les directions x et y grâce à un système motorisé. Le signal est systématiquement perpendiculaire à la surface des échantillons analysés. L'acquisition du signal est réalisée tous les 0,5 ou 1 mm en fonction de la dimension des plaques à analyser. Les informations relevées sont ensuite traitées pour produire une cartographie 2D (C-Scan), représentant le signal en fonction de la position sur les échantillons, permettant ainsi d'observer ou non la présence de défaut ou la variation d'épaisseur au sein des stratifiés.

### **3.2. Analyse des microstructures**

La morphologie et l'organisation de la microstructure des plis ont été observées avec un Microscope Electronique à Balayage (MEB) de modèle Jeol JSM 6460 LV. Les échantillons ont été découpés au disque diamanté au milieu des plaques. Ces découpes ont été réalisées sous eau afin de limiter la dispersion de poussière. Les tranches de ces échantillons ont ensuite été polies par des disques à papier abrasif, avec une diminution progressive de la granulométrie du papier (de 500 à 4000), afin d'obtenir des surfaces planes, lisses et propres pour permettre les

observations. Un séchage avec une soufflette est ensuite réalisé pour supprimer les éventuels résidus de fibres ou de poussière.

Afin de reconstituer la totalité des échantillons, plusieurs images MEB ont été réalisées puis assemblées sous forme de panorama pour reconstruire l'ensemble des microstructures. Les échantillons analysés n'ont pas été métallisés avant les observations. La tension d'accélération du faisceau utilisé lors des observations est de 20 kV. Un vide total ( $10^{-4}$ ) Pa ou un vide partie à des pressions comprises entre 10 et 30 Pa a été effectué pour neutraliser les charges qui peuvent s'accumuler en surface des échantillons.

### 3.3. Traitement et analyse d'images

La fraction volumique de fibres dans chacun des stratifiés ainsi que le taux de porosité ont été déterminés en analysant les images obtenues par le microscope électronique à balayage avec le logiciel ImageJ®. Le traitement consiste à augmenter manuellement le contraste entre les fibres, la matrice et les porosités à l'aide d'un seuillage noir et blanc afin de quantifier chaque élément. Plusieurs images ont été analysées pour chaque stratifié afin d'obtenir des valeurs représentatives de l'ensemble des échantillons. Cette étape permet également de mesurer l'épaisseur globale des échantillons ainsi que la longueur de perturbation de la microstructure du fait de l'introduction des singularités.

## II.4 Définitions des essais expérimentaux

Les différentes éprouvettes testées dans cette étude ont préalablement été découpées à l'aide d'un disque diamanté, refroidi sous eau, aux dimensions spécifiées dans les différentes normes. Les champs des éprouvettes ont ensuite été polis sur un papier abrasif (500) de façon à éliminer les zones endommagées par la découpe afin d'éviter les concentrations de contraintes et l'amorce de fissuration prématurée.

### 4.1. Essais mécaniques dans le plan

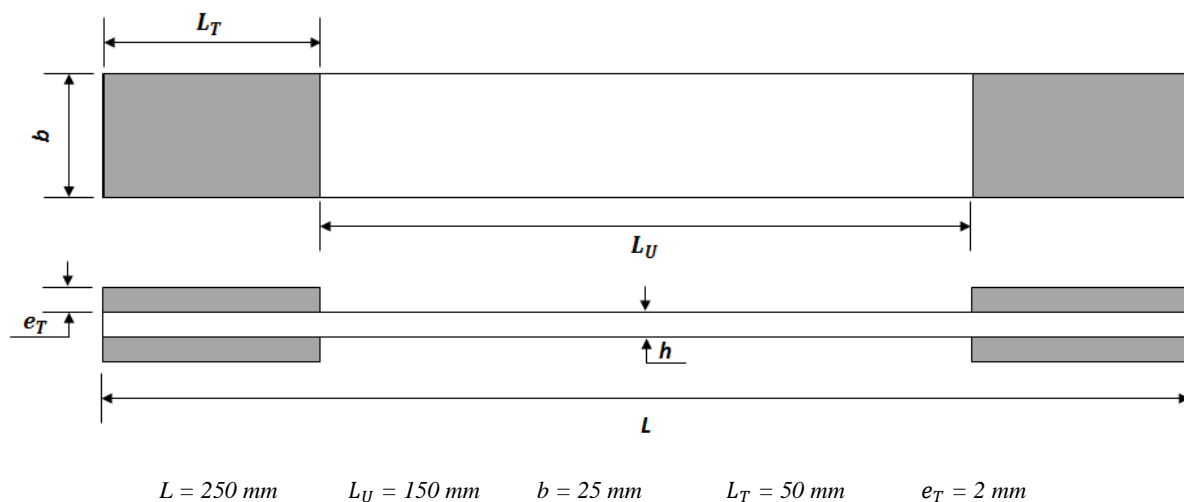
Les tests ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essais hydraulique Instron<sup>TM</sup> d'une capacité de 500 kN, avec une cellule de force de 50 kN. La précision de cette cellule de force est de  $\pm 0,1\%$  de la force affichée lors des essais. L'utilisation de mors auto-serrants permet d'appliquer un effort de serrage proportionnel à l'amplitude de la force de sollicitation. Le chargement a été



effectué à un déplacement imposé de 2mm/min jusqu'à rupture des éprouvettes. Pour l'ensemble des essais, une moyenne de 8 éprouvettes a été testée.

#### 4.1.1. Essais de traction

Les essais de traction ont été effectués selon la norme ASTM D3039 [125]. Les dimensions des éprouvettes sont illustrées sur la Figure II. 10. Afin de limiter les concentrations de contraintes qui pourraient être causées par le système de serrage de la machine d'essai et pour éviter une rupture prématurée des éprouvettes, des talons en aluminium de 2 mm d'épaisseur ont été collés à chaque extrémité avec une colle adhésive bi-composante (Araldite 420 A&B). Les surfaces ont été préalablement poncées grossièrement puis dégraissées à l'acétone afin d'améliorer l'adhésion. Les talons ont ensuite été maintenus sous pression afin d'obtenir un fin film de colle d'épaisseur uniforme et exempt de porosités. Un cycle de polymérisation (12h à température ambiante puis 5h à 60°C) a ensuite permis d'assurer la cohésion entre les talons et les éprouvettes et d'augmenter les caractéristiques en cisaillement de l'adhésif.



**Figure II. 10** - Dimensions des éprouvettes de traction selon la norme ASTM D3039

Des jauges de déformation (KYOWA KFG-10-120-C1-11) ont été collées sur la surface en contact avec le moule lors de la cuisson en autoclave. Trois jauges sont positionnées dans la longueur des éprouvettes : une première à proximité du talon supérieur de l'éprouvette, une seconde à proximité du talon inférieur de l'éprouvette et une troisième positionnée au centre. Ces jauges permettent de mesurer les déformations longitudinales ( $\epsilon_x$ ) moyennes du pli extérieur, sur lequel elles sont collées, aux extrémités et au centre des éprouvettes. Un système de corrélation d'image ARAMIS (GOM, Germany) a également été mis en place sur la face

opposée des éprouvettes afin de mesurer le champ de déformation pendant la durée totale des essais. Ce système est décrit dans le paragraphe 4.4.

Ces essais de traction permettent de déterminer la contrainte  $\sigma_{11}$  ainsi que le module d'Young  $E_{11}$  (correspondant à la pente de la courbe contrainte-déformation) à partir des équations suivantes :

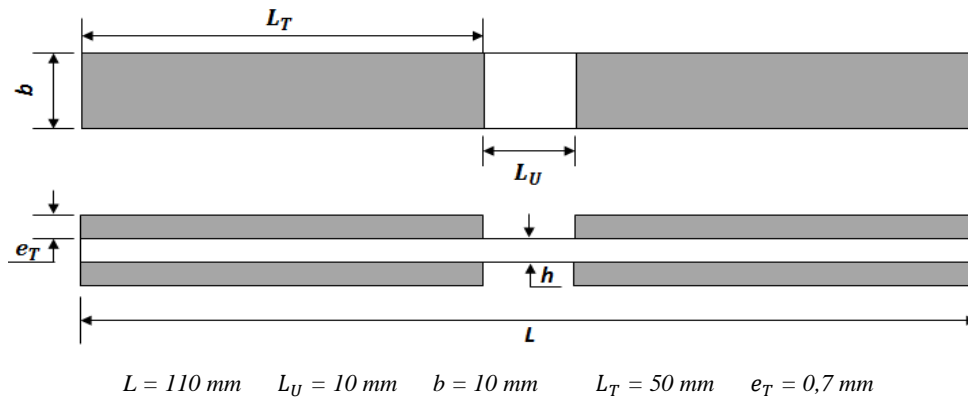
$$\sigma_{11} = \frac{F}{b \cdot h} \quad \text{Equation II. 1}$$

$$E_{11} = \frac{\sigma''_{11} - \sigma'_{11}}{\varepsilon''_{11} - \varepsilon'_{11}} \quad \text{Equation II. 2}$$

où  $F$  est la charge de traction appliquée,  $b$  et  $h$  sont la largeur et l'épaisseur des éprouvettes dans la zone de rupture,  $\sigma'_{11}$  est la contrainte de traction pour une déformation  $\varepsilon'_{11}$  de 0,1 % et  $\sigma''_{11}$  est la contrainte de traction pour une déformation  $\varepsilon''_{11}$  de 0,3 %.

#### 4.1.2. Essais de compression

Les essais de compression ont été réalisés selon la norme ASTM D3410 [126]. Le montage utilisé pour ces essais est le montage IITRI. Les dimensions des éprouvettes sont illustrées sur la Figure II. 11. Des talons en verre/époxy d'une épaisseur de 0,7 mm ont été collés aux extrémités des éprouvettes.



**Figure II. 11** - Dimensions des éprouvettes de compression selon la norme ASTM D3410

Des jauges de déformation (KYOWA KFG-2-120-C1-11) ont été collées sur chaque face des éprouvettes, dans leurs zones utiles. Les deux jauges mises en place permettent de mesurer les déformations longitudinales ( $\varepsilon_x$ ) et de détecter une éventuelle flexion. Un flambement peut être constaté, dans ce cas la déformation sur une face de l'éprouvette décroît lorsque la déformation de la face opposée s'accroît rapidement.

Ces essais de compression permettent de déterminer la contrainte  $\sigma_{11}$  ainsi que le module d'Young  $E_{11}$  (correspondant à la pente de la courbe contrainte-déformation) à partir des équations suivantes :

$$\sigma_{11} = \frac{F}{b \cdot h} \quad \text{Equation II. 3}$$

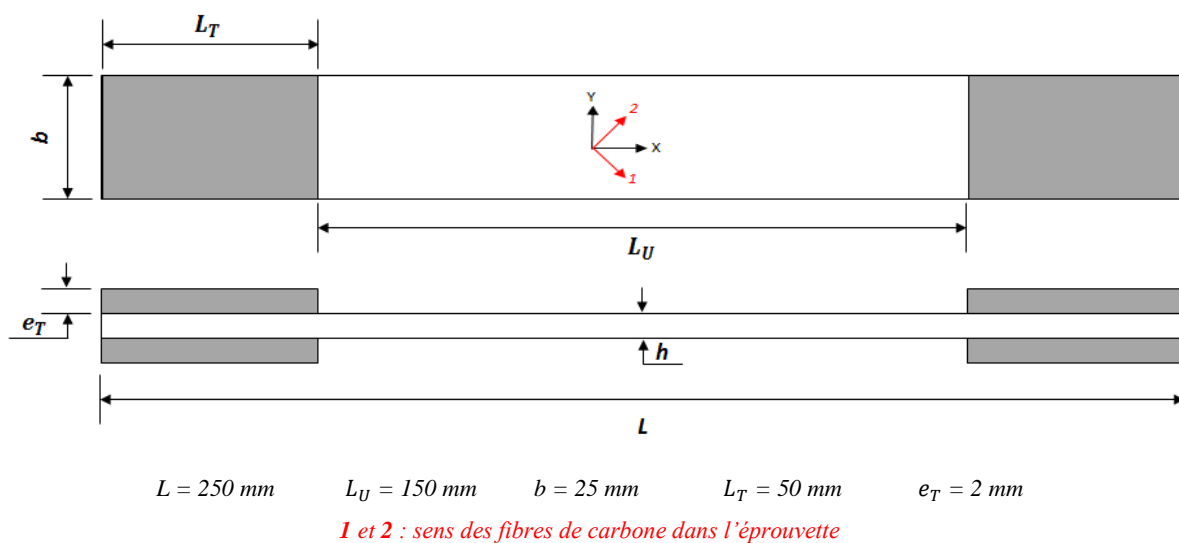
$$E_{11} = \frac{\sigma_{11}'' - \sigma_{11}'}{\varepsilon_{11}'' - \varepsilon_{11}'} \quad \text{Equation II. 4}$$

où  $F$  est la charge de compression appliquée,  $b$  et  $h$  sont la largeur et l'épaisseur des éprouvettes dans la zone de rupture,  $\sigma_{11}'$  est la contrainte de compression pour une déformation  $\varepsilon_{11}'$  de 0,05 % et  $\sigma_{11}''$  est la contrainte de compression pour une déformation  $\varepsilon_{11}''$  de 0,25 %.

#### 4.1.3. Essais de cisaillement plan

##### - Essais quasi-statiques

Les essais de cisaillement plan ont été réalisés selon la norme ASTM D3518 [127]. Ils consistent à réaliser un essai de traction classique sur un empilement composé de fibres orientées à  $\pm 45^\circ$  comme illustré sur la Figure II. 12. Les dimensions des éprouvettes, les conditions et les paramètres d'essais sont donc similaires aux essais de traction. Pour éviter les effets de concentration de contrainte dans les mors auto-serrants, des talons en aluminium ont également été mis en place sur les éprouvettes.



**Figure II. 12** - Dimensions des éprouvettes de cisaillement plan selon la norme ASTM D3518

Ces essais de cisaillement plan permettent de déterminer la contrainte de cisaillement  $\tau_{12}$ , la déformation de cisaillement  $\gamma_{12}$  ainsi que le module de cisaillement  $G_{12}$  (correspondant à la pente de la courbe contrainte – déformations) à partir des équations suivantes :

$$\tau_{12} = \frac{F}{2*b*h} \quad \text{Equation II. 5}$$

$$\gamma_{12} = \varepsilon_x - \varepsilon_y \quad \text{Equation II. 6}$$

$$G_{12} = \frac{\tau_{12}'' - \tau_{12}'}{\gamma_{12}'' - \gamma_{12}'} \quad \text{Equation II. 7}$$

où F est la charge de traction appliquée, b et h sont la largeur et l'épaisseur des éprouvettes dans la zone de rupture,  $\varepsilon_x$  et  $\varepsilon_y$  sont les déformations dans les directions longitudinale et transversale de l'éprouvette,  $\tau_{12}'$  est la contrainte de traction pour une déformation  $\gamma_{12}'$  de 0,1 % et  $\tau_{12}''$  est la contrainte de traction pour une déformation  $\gamma_{12}''$  de 0,5 %.

Selon la norme ASTM D3518 [127], si la déformation de cisaillement est inférieure à 5%, la contrainte de cisaillement doit être prise à sa valeur maximale telle que  $\tau_{12} = \tau_{max}$ . Si la déformation en cisaillement dépasse 5%, la contrainte en cisaillement retenue correspond à la contrainte à 5% de déformation telle que  $\tau_{12} = \tau_{\gamma=5\%}$ .

#### - Essais de charge/décharge

Les essais de charge/décharge respectent les mêmes conditions d'essais que ceux de cisaillement plan quasi-statique. Le pilotage de la machine est cependant réalisé en incrémentant la charge de 0,8 kN pendant les essais jusqu'à rupture des éprouvettes comme illustré sur la Figure II. 13.

Pour ces essais, les déformations sont uniquement mesurées par une jauge biaxiale (JYOWA KFG-10-120-D16-11) collée au centre des éprouvettes sur la surface qui était en contact avec le moule lors de la polymérisation en autoclave. L'endommagement des éprouvettes pendant les tests est également analysé par émission acoustique comme détaillé dans le paragraphe 4.5 ci-après.

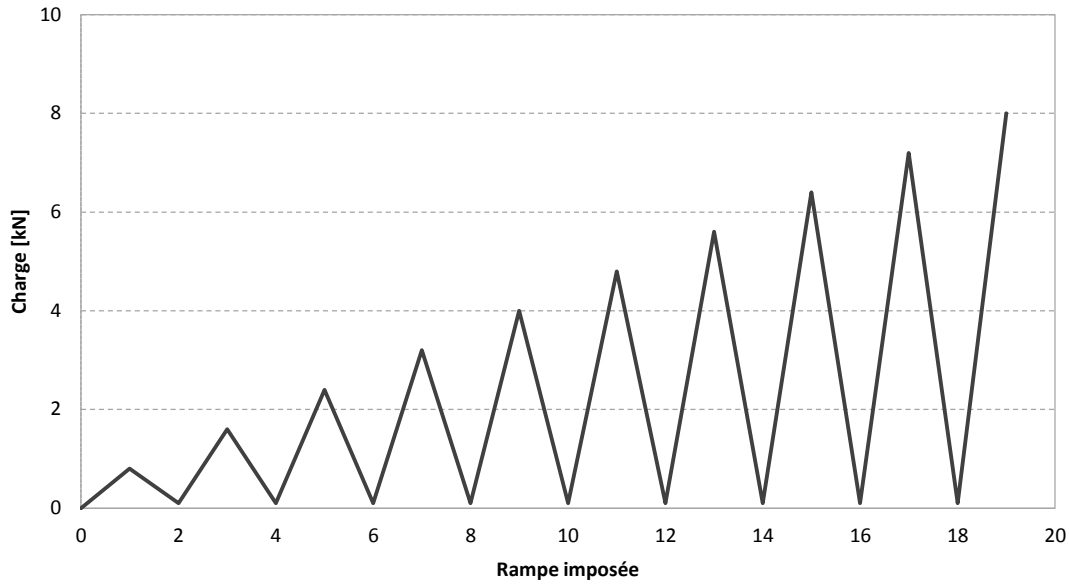


Figure II. 13 - Cycle de charge/décharge appliquée sur les éprouvettes

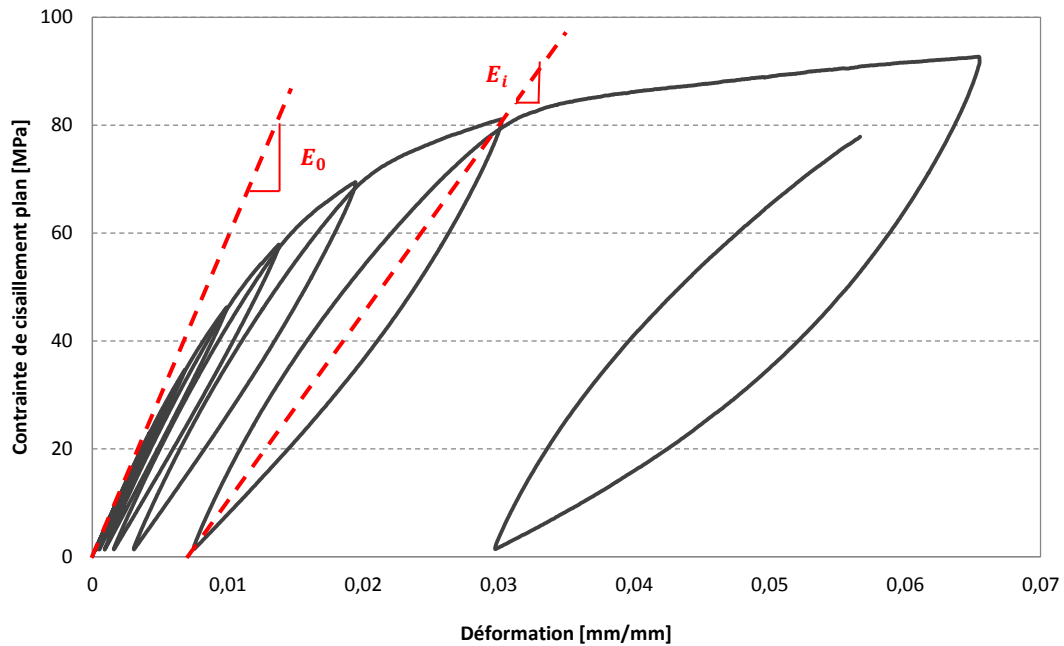
L'analyse des essais de charge/décharge permet d'identifier une loi d'endommagement propre au stratifié testé. Cette loi est basée sur la méthode développée par Ladevèze [128]. Le module de cisaillement est ainsi déterminé pour chaque boucle I de l'essai en utilisant la méthode des sécantes entre le maximum et le minimum de la contrainte et de la déformation pour chaque cycle (Figure II. 14). Le module initial est quant à lui déterminé à partir de la pente linéaire du premier cycle de chargement pour une déformation comprise entre 0,01 et 0,1 %.

Un facteur d'endommagement, noté  $d_{(i)}$ , est ensuite calculé pour chaque cycle I afin de quantifier l'évolution de l'endommagement en fonction du taux de restitution d'énergie associé  $Y_{d(i)}$ . Ces deux paramètres sont définis par les expressions suivantes :

$$d_{(i)} = 1 - \frac{G_{12(i)}}{G_{12(0)}} \quad \text{Equation II. 8}$$

$$Y_{d(i)} = \frac{\sigma_{12(i)}^2}{2 * G_{12(0)} * (1 - d_{(i)})^2} \quad \text{Equation II. 9}$$

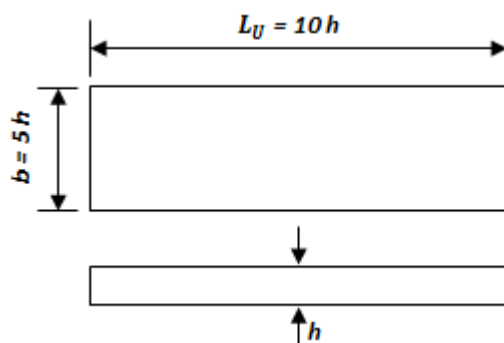
où  $G_{12(0)}$  est le module initial,  $G_{12(i)}$  est le module du cycle I et  $\sigma_{12(i)}$  est la contrainte maximale pour chaque cycle I.



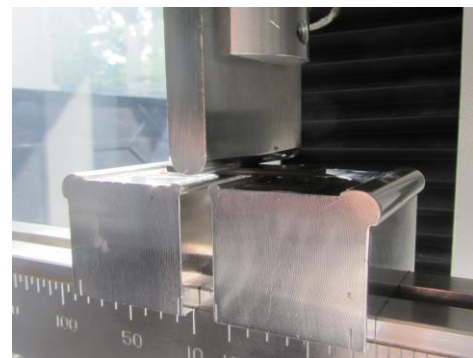
**Figure II. 14** - Méthode de mesure des modules au cours d'un essai de cisaillement cyclé sur une éprouvette en carbone-époxy

#### 4.2. Essais de cisaillement interlaminaire

Les essais de cisaillement interlaminaire ILSS (Interlaminar Shear Strength) ont été réalisés selon la norme EN ISO 14130 [129]. La machine utilisée est une machine d'essais MTS<sup>TM</sup>, avec une cellule de force de 10 kN. Le montage mis en place est un montage de flexion 3 points à appuis rapprochés qui respecte la distance entre les appuis fixée à 5 fois l'épaisseur des éprouvettes testées, comme illustré sur la Figure II. 15. La vitesse de sollicitation est de 1 mm/min. Pour l'ensemble des essais, une moyenne de 5 éprouvettes a été testée.



(i)



(ii)

**Figure II. 15** - (i) Dimensions des éprouvettes de cisaillement interlaminaire selon la norme EN ISO 14130 ; (ii) Photographie d'une éprouvette sollicitée en cisaillement interlaminaire

Les essais de cisaillement interlaminaire ne sont pas des essais de cisaillement pur. En effet, la distance rapprochée entre les appuis permet de conserver les efforts tranchants et donc les contraintes de cisaillement en réduisant proportionnellement les contraintes normales. De ce fait, la rupture des éprouvettes peut intervenir selon différents mode : par délaminage ou en traction/compression.

Lors d'une rupture des stratifiés par délaminage, la contrainte apparente de cisaillement interlaminaire est déterminé à partir de la relation suivante :

$$\tau_{13} = \frac{3 \cdot F}{4 \cdot b \cdot h} \quad \text{Equation II. 10}$$

où F est la force de rupture des éprouvettes et b et h sont respectivement la largeur et l'épaisseur des éprouvettes.

Lorsque la rupture des stratifiés se réalise sous l'action des contraintes normales de flexion (seules ou couplées avec du cisaillement), la résistance au délaminage est considérée comme supérieure à la contrainte apparente de cisaillement interlaminaire définie par l'Equation II.10. Dans cette configuration, il est alors possible de déterminer la contrainte apparente de flexion trois points qui peut être définie par la relation suivante :

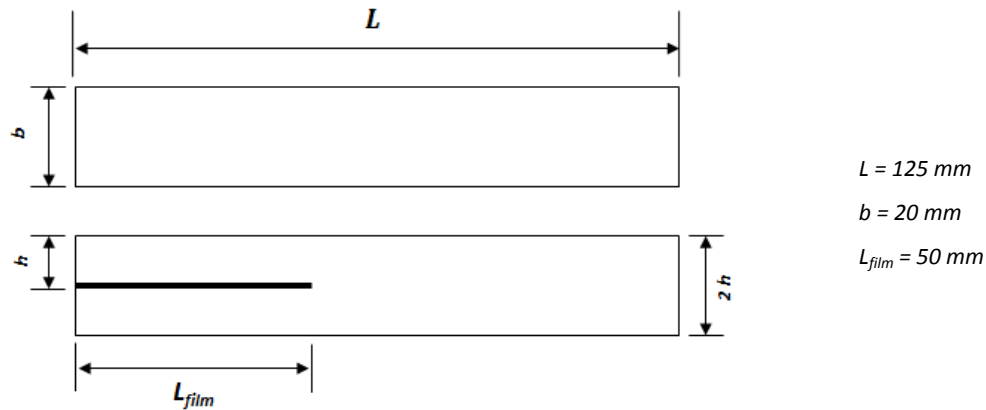
$$\sigma_{fapp} = \pm \frac{3 \cdot F \cdot L}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad \text{Equation II. 11}$$

où F est la force de rupture des éprouvettes, b et h sont respectivement la largeur et l'épaisseur des éprouvettes et L est la distance entre les appuis.

#### 4.3. Essais de délaminage

Les essais de délaminage ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essais hydraulique Instron<sup>TM</sup>, avec une cellule de force de 10 kN. Le chargement a été effectué à un déplacement imposé de 2 mm/min jusqu'à rupture des éprouvettes. La visualisation de la localisation de la fissure est réalisée grâce à une graduation positionnée tous les 5 mm sur les éprouvettes. Une caméra est également installée pour suivre l'évolution de la longueur de fissuration. Une image par seconde est ainsi réalisée. Pour l'ensemble des essais, une moyenne de 5 éprouvettes a été testée.

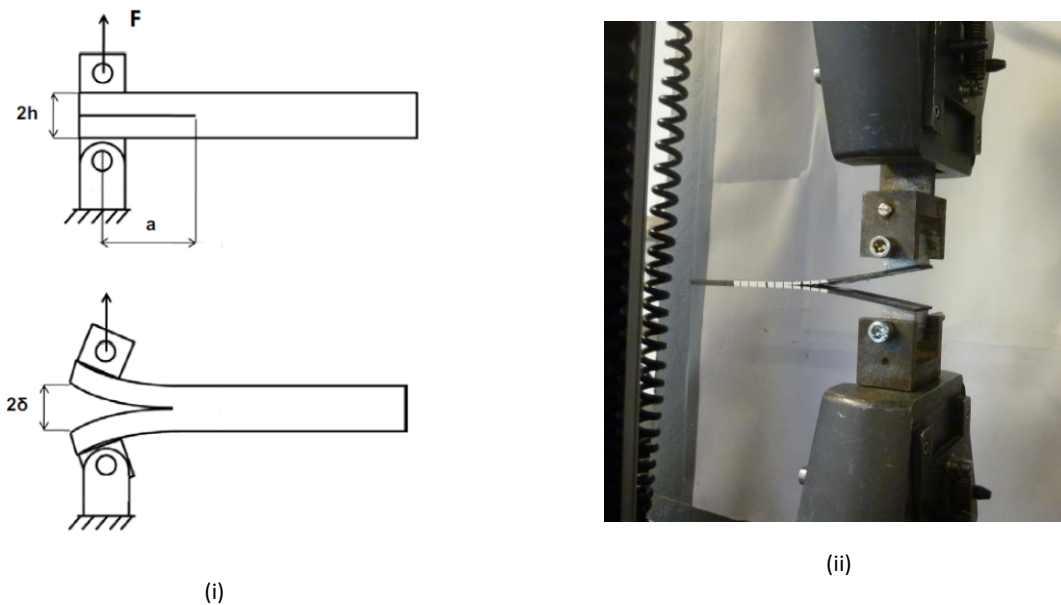
Pour amorcer la création d'une fissure et initier le délaminage lors des essais, un film séparateur en polyéthylène non adhésif, d'une épaisseur de 13  $\mu\text{m}$  (épaisseur maximale permettant de limiter la formation d'une poche de résine à son extrémité [130]), a été inséré dans le plan médian de l'empilement du stratifié pendant le drapage sur une longueur de 50 mm comme illustré sur la Figure II. 16. L'épaisseur des échantillons doit être suffisamment importante pour rester dans l'hypothèse des petits déplacements.



**Figure II. 16** - Dimensions des éprouvettes pour les essais de délaminage en Mode I et en Mode II

#### 4.3.1. Mode I

La configuration de l'essai de délaminage en mode I est l'essai DCB (Double Cantilever Beam) illustré sur la Figure II. 17.



**Figure II. 17** - (i) Représentation schématique de l'essai DCB ; (ii) Photographie d'une éprouvette sollicitée en mode I



Ce test respecte la norme ASTM D5528 [131]. Il correspond à un essai de traction transverse appliqué sur les deux bras d'une éprouvette. Le chargement se réalise via des blocs en aluminium collés à l'extrémité des éprouvettes sur la surface supérieure et la surface inférieure. Les éprouvettes sont maintenues par des axes qui laissent ces dernières libres en rotation. Une colle de type super glue a été utilisée pour la mise en place des blocs.

Cet essai mécanique permet de mesurer le taux de restitution d'énergie élastique en mode I ou « énergie de rupture » noté  $G_{Ic}$ . La relation proposée par Irwin et Kies [132] permet de déterminer ce taux de restitution d'énergie, relié à la complaisance de la structure, par la relation suivante :

$$G_{Ic} = \frac{F^2}{2 \cdot b} * \frac{dC}{da} \quad \text{Equation II. 12}$$

où F est la force instantanée appliquée, b est la largeur de l'éprouvette et  $\frac{dC}{da}$  est la variation de la complaisance en fonction de la longueur de fissure notée a.

La valeur critique du taux de restitution d'énergie pour laquelle la fissure se propage est associée à la valeur maximale de la charge soit  $F_{max}$  relevée au cours de l'essai. L'évaluation de la complaisance est quant à elle déterminée théoriquement grâce à la théorie des poutres ou expérimentalement. Dans le cas de cette étude, la complaisance est mesurée en fonction de la longueur de fissure selon la méthode proposée par Berry [133]. Elle s'exprime ainsi par la relation suivante :

$$C = k * a^n \quad \text{Equation II. 13}$$

où n et k sont des constantes empiriques déterminées expérimentalement.

D'après l'Equation II.12, le taux de restitution d'énergie peut alors se déterminer par l'équation suivante :

$$G_{Ic} = \frac{F^2}{2 \cdot b} * k * n * a^{n-1} \quad \text{Equation II. 14}$$

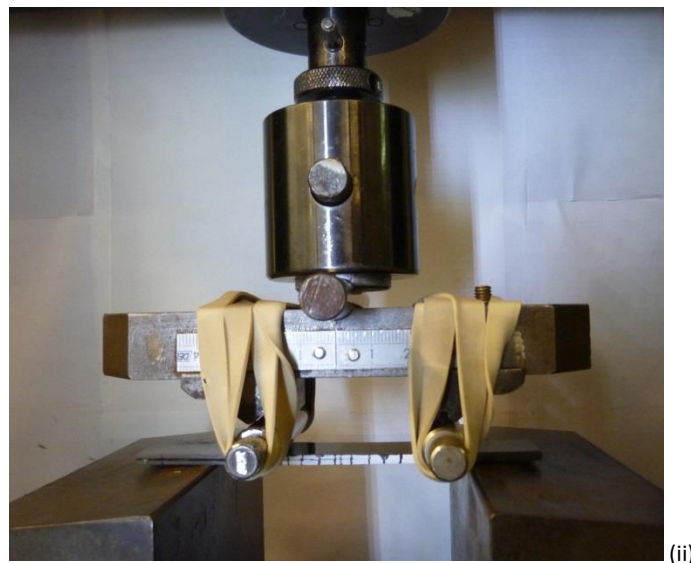
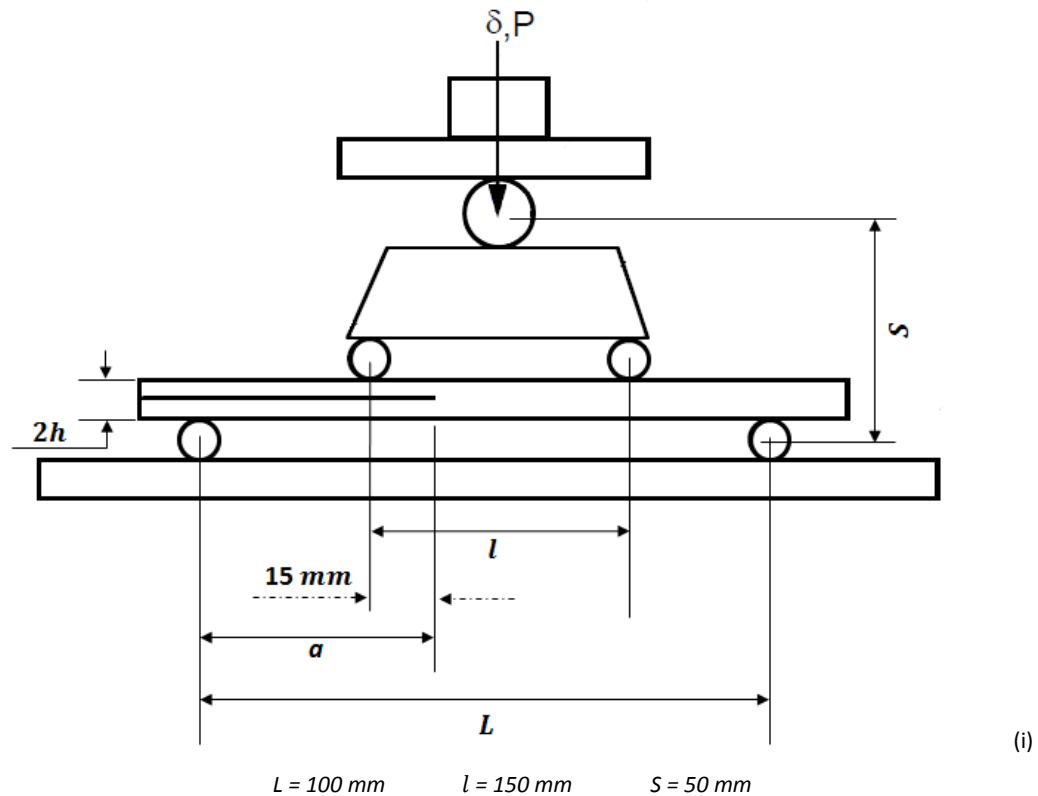
Enfin, en utilisant l'Equation II.13, le coefficient k peut être supprimé. L'expression permettant de déterminer le taux de restitution d'énergie est alors définie par :

$$G_{Ic} = \frac{n * F * \delta}{2 \cdot b * a} \quad \text{Equation II. 15}$$

où l'exposant  $n$  est obtenu expérimentalement en traçant l'évolution de la complaisance  $C$  en fonction de la longueur de fissure  $a$  en échelle logarithmique et  $\delta$  est le déplacement de l'éprouvette pendant l'essai de délaminage.

#### 4.3.2. Mode II

La configuration de l'essai de délaminage en mode II réalisée dans cette étude est l'essai 4ENF (Four Point End Notched Flexure) illustré sur la Figure II. 18.



**Figure II. 18** - (i) Représentation schématique de l'essai 4ENF ; (ii) Photographie d'une éprouvette sollicitée en mode II

Ce test consiste à observer la propagation de fissure au sein des stratifiés sous l'effet d'un effort de cisaillement introduit en flexion 4 points. Ce chargement, contrairement au montage ENF (End Notched Flexure), qui permet de solliciter les éprouvettes en flexion 3 points, permet de favoriser une propagation de fissure stable. Cependant, il est démontré que le taux de restitution d'énergie déterminé tend à donner des valeurs plus élevées que le montage en flexion 3 points.

Cet essai mécanique permet de mesurer le taux de restitution d'énergie élastique en mode II noté  $G_{IIc}$ . à partir de la relation proposée par Irwin et Kies [132] en fonction de la complaisance de la structure. Le taux de restitution d'énergie est ainsi déterminé à partir de l'équation :

$$G_{IIc} = \frac{P^2}{2 \cdot b} * \frac{dC}{da} \quad \text{Equation II. 16}$$

où  $P$  est la force instantanée appliquée,  $b$  est la largeur de l'éprouvette et  $\frac{dC}{da}$  est la variation de la complaisance en fonction de la longueur de fissure notée  $a$ .

La charge  $P_{max}$  relevée au cours de l'essai permet de déterminer la valeur critique du taux de restitution d'énergie pour laquelle la longueur de fissure associée se propage. Tout comme les essais de délaminage en Mode I, l'évaluation de la complaisance peut être calculée théoriquement grâce à la théorie des poutres ou expérimentalement. Selon les travaux réalisés par Yoshihara [134], une relation linéaire peut être établie entre la complaisance mesurée et l'évolution de la longueur de fissure lors des essais de délaminage en Mode II. La complaisance s'exprime ainsi par la relation suivante :

$$C = m * a + d \quad \text{Equation II. 17}$$

où  $m$  et  $d$  sont des constantes empiriques déterminées expérimentalement.

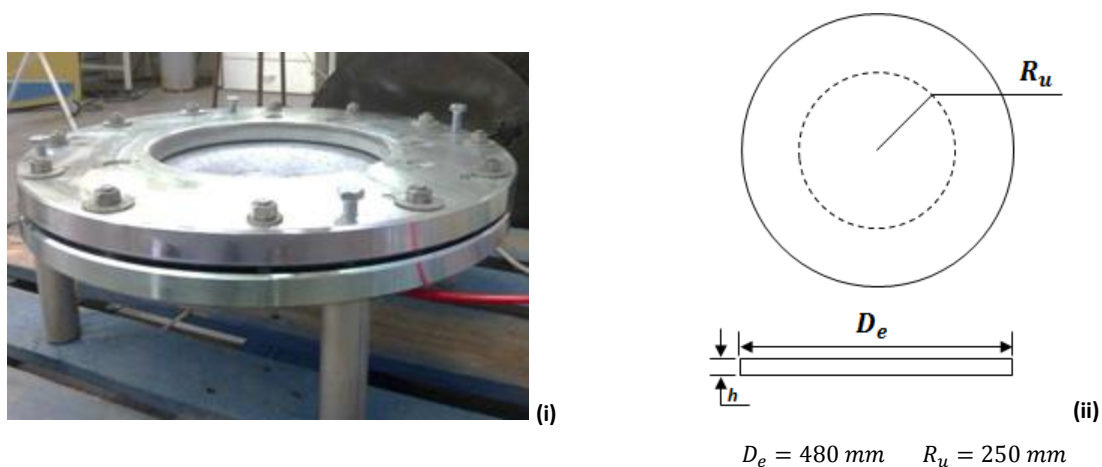
D'après l'Equation II.16, le taux de restitution d'énergie  $G_{IIc}$  peut alors se déterminer par l'équation suivante :

$$G_{IIc} = \frac{P^2}{2 \cdot b} * m \quad \text{Equation II. 18}$$

où le coefficient  $m$  est obtenu expérimentalement en traçant l'évolution de la complaisance  $C$  en fonction de la longueur de fissure  $a$ .

#### 4.4. Essais de plaque sous pression

Les essais décrits précédemment sont réalisés à l'échelle d'une éprouvette afin d'identifier les propriétés mécaniques des stratifiés drapés. Pour aller plus loin et obtenir des informations à l'échelle d'une structure, ces stratifiés ont été sollicités en flexion sous pression donc avec un chargement bi-axial. Cet essai consiste à exercer une pression uniformément répartie à la surface d'une éprouvette circulaire, encastrée sur son pourtour, à l'aide d'un fluide liquide ou gazeux. Dans le cas de cette étude, de l'air comprimé a été utilisé pour la réalisation des essais. Le dispositif expérimental est illustré sur la Figure II. 19 . Pour l'ensemble des essais, 3 plaques de chaque stratifié ont été testées.



**Figure II. 19** - (i) Schéma du montage de plaque sous pression ; (ii) Dimensions des plaques circulaires

Les plaques circulaires sont positionnées au centre du socle puis recouvertes par la partie amovible du montage. La géométrie des plaques est illustrée sur la Figure II. 19 (ii). Le rayon utile, noté  $R_u$ , correspond à la distance entre le centre de la plaque et le centre des trous utilisés pour le serrage du montage. Celui-ci est assuré par douze vis positionnées tout autour du montage entre le socle et la partie amovible. Afin de répartir uniformément les contraintes de serrage lors de la mise en place de la plaque, les vis sont serrées en quinconce. Une clé dynamométrique est utilisée pour obtenir un effort de serrage constant (10 N puis 20 N). L'étanchéité du montage est réalisée par un joint préalablement graissé.

Pour permettre la répétabilité des essais, un générateur a été mis en place afin de fournir un courant permettant de définir une rampe de pression de forme sinusoïdale (Figure II. 20). Cette rampe permet de faire varier la pression de 0 à 7 bars maximum à chaque essai. Un capteur de pression, positionné directement sur le circuit d'air comprimé, permet de connaître en temps réel l'évolution de la pression.

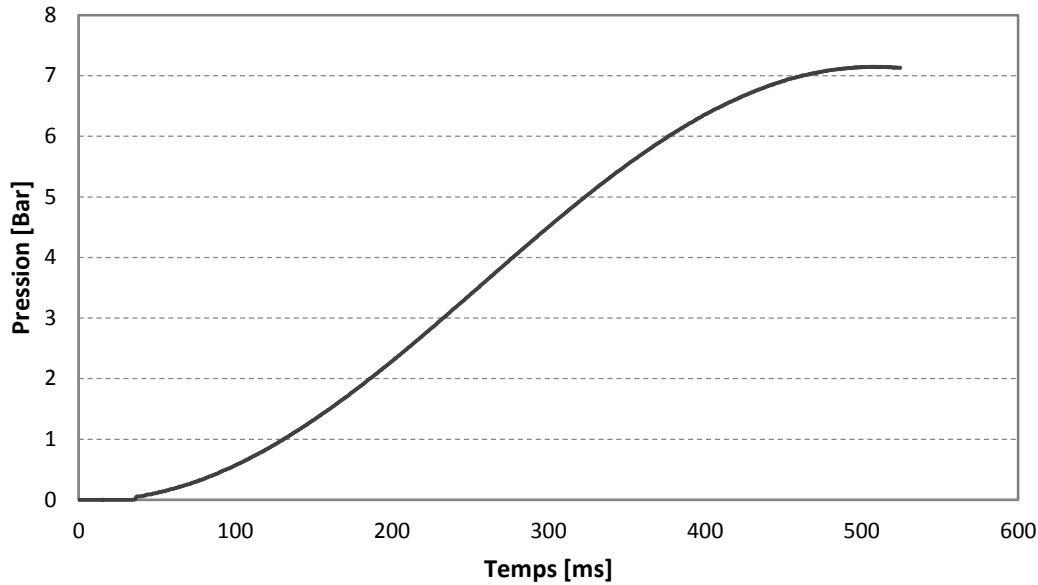


Figure II. 20 - Rampe de pression appliquée sur les plaques en carbone-époxy

La déformation des plaques sous l'effort de pression est mesurée avec le système de corrélation d'image Aramis (décrit dans le paragraphe 4.5). Pour ces essais, la déformation maximale moyenne est utilisée pour déterminer les propriétés des plaques testées. La pression normalisée exprimée en MPa est déterminée à partir de l'équation suivante :

$$\sigma = P * 10^{-1} \quad \text{Equation II. 19}$$

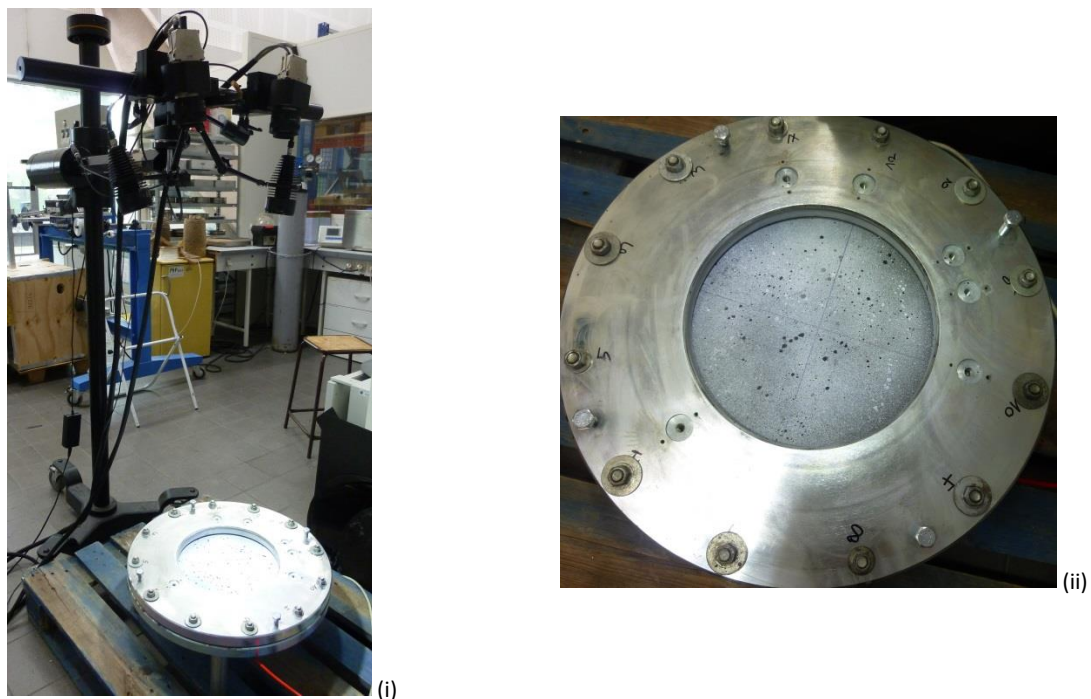
où P est la pression appliquée sous la plaque.

#### 4.5. Outils de mesure des déformations et de l'endommagement

##### 4.5.1. Dispositif de corrélation d'images

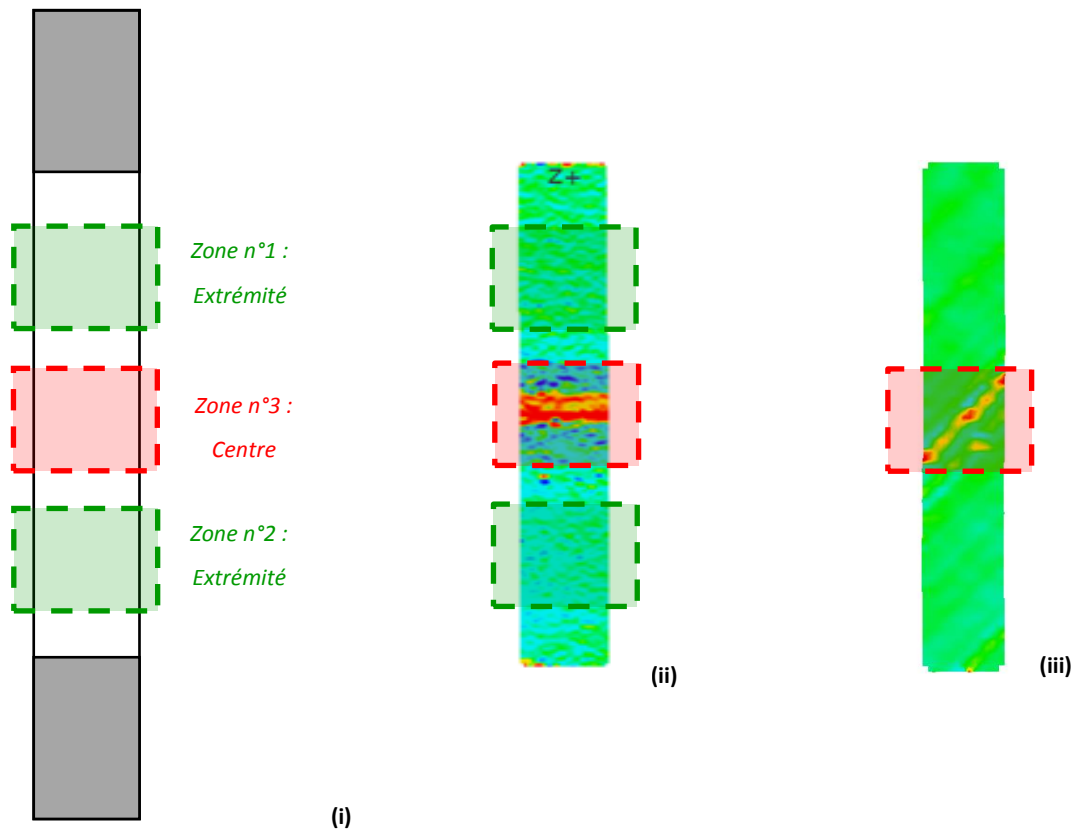
La corrélation d'images (Digital Image Correlation) est une méthode de mesure par extensométrie 2D ou 3D sans contact permettant de mesurer des vecteurs de déplacements et des champs de déformations à la surface d'une éprouvette lors d'un essai mécanique. Ce système se compose de deux caméras placées devant les échantillons enregistrant le déplacement d'un motif aléatoire appelé mouchetis (résolution des caméras de 2448 x 2050 pixels). Un logiciel de post-traitement utilise les données capturées pour déterminer les déformations locales, longitudinales ou transverses, des éprouvettes. Elles peuvent être ainsi obtenues en un point ou en moyennant les valeurs sur une zone définie. La précision de cette mesure de déformation est de l'ordre de  $10^{-4}$  %.

Dans le cas de cette étude, un dispositif de corrélation d'images de la marque GOM (ARAMIS 3D Deformation Analysis System) est utilisé (Figure II. 21). Avant chaque campagne d'essais, un réglage complet des objectifs est réalisé. Ce réglage consiste à prendre des clichés d'une plaque de calibration, avec des points d'espacement prédéfinis, dans différentes configurations, afin d'améliorer la précision des mesures de déformation. Les clichés des éprouvettes permettent par la suite de vérifier la qualité du mouchetis, préalablement appliqué sur la surface des éprouvettes avec un aérosol de peinture blanche, et d'ajuster l'éclairage des caméras en fonction de la luminosité de la pièce dans laquelle les essais sont réalisés. La zone de mesure des champs de déformations est réalisée sur la totalité de la zone utile des éprouvettes.



**Figure II. 21** - (i) Caméras du système ARAMIS mesurant la déformation d'une plaque sollicitée en pression ; (ii) Mouchetis appliqué sur une plaque carbone-époxy

Lors du post-traitement des données des essais de traction, les déformations moyennes et le module de Young sont analysés dans trois zones de la section utile des éprouvettes : à proximité du talon supérieur, à proximité du talon inférieur et dans la partie centrale des éprouvettes (Figure II. 22 (ii)). Ces zones correspondent approximativement aux zones où sont positionnées les jauges de déformation sur la surface opposée. Dans le cas des essais de cisaillement plan, seule la partie centrale des éprouvettes est analysée (Figure II. 22 (iii)) afin de déterminer les déformations de cisaillement et le module de cisaillement.



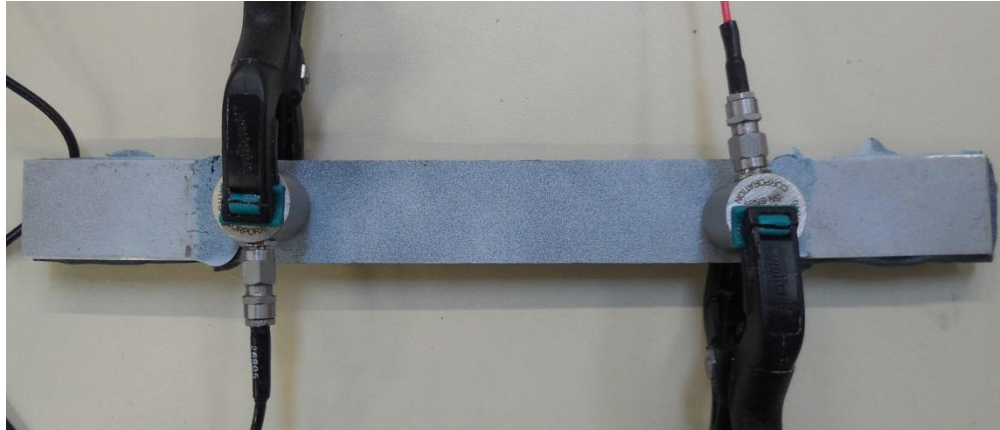
**Figure II. 22** - Zones de mesure des champs de déformations : (i) Schéma illustrant les zones de mesure ; (ii) Exemple de champ de déformation obtenu par corrélation d'image lors d'un essai de traction sur une éprouvette en carbone-époxy ; (iii) Exemple de champ de déformation obtenu par corrélation d'image lors d'un essai de cisaillement plan sur une éprouvette en carbone-époxy

La technique de corrélation d'images calcule la déformation au moyen de facettes obtenues par la discrétisation de la zone prédéfinie. Les facettes doivent être plus grandes que le mouchetis appliqué sur les éprouvettes mais suffisamment petites pour obtenir des valeurs de déformation précises. La définition utilisée dans cette étude comporte des facettes de corrélation de 15 x 13 pixels avec recouvrement des facettes de 30 %.

#### 4.5.2. Emission acoustique

Lorsque qu'un matériau composite est sollicité mécaniquement, des microfissurations se propagent dans la pièce créant des ondes acoustiques résultant d'une libération d'énergie. Ces microfissurations correspondent à la rupture de la matrice, des fibres ou bien de l'interface fibre-matrice en fonction de l'empilement testé et de la sollicitation mécanique exercée. Le suivi de la propagation des ondes acoustiques, traduisant l'évolution de l'endommagement en temps réel, peut alors être suivi par émission acoustique. Lors des essais de charge/décharge, deux sondes (MITRAS, Euro Physical Acoustic) avec deux préamplis de 40 dB et deux micros

piézoélectriques de type R15, sont positionnés sur la surface utile des éprouvettes avec une graisse silicone, à proximité des talons supérieurs et inférieurs comme illustré sur la Figure II. 23.

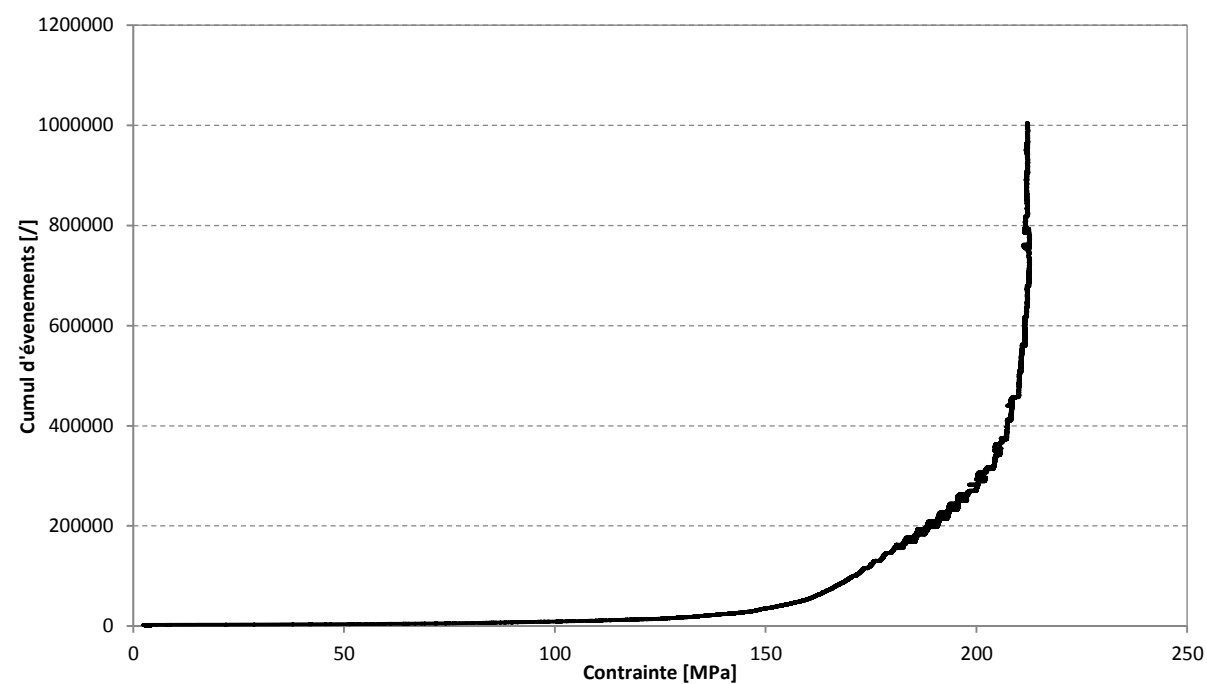


**Figure II. 23** - Sondes d'émission acoustique positionnées sur une éprouvette pour la réalisation d'un essai de charge/décharge

Les signaux d'émission acoustique captés par les micros sont enregistrés et traités pour déterminer l'amplitude maximale du signal, sa durée, l'énergie et le nombre d'événements (nombre de pics franchissant le seuil de bruit minimal). Le nombre cumulé de pics peut être aussi déterminé pour prédire la rupture de la pièce. La distribution de l'amplitude est comprise entre 0 et 100 dB. Le système d'acquisition est calibré avant chaque essai en utilisant la méthode de rupture de mine qui consiste à casser une mine de crayon de 0,5 mm de diamètre à la surface des éprouvettes avec un angle précis. Cette méthode permet également d'estimer la vitesse de propagation et l'atténuation des ondes acoustiques dans le matériau. Un seuil de détection de 32 dB est utilisé pour détecter les temps d'arrivée et de fin des signaux de l'émission acoustique. Ce seuil permet de supprimer les bruits environnants liés au déplacement de la traverse ou au serrage des mors.

La Figure II. 24 illustre un exemple de courbe pouvant être obtenue lors de la mise en place de sondes acoustiques sur une éprouvette avec un empilement à  $\pm 45^\circ$  sollicitée en traction. L'évolution du nombre d'événements est représentée en fonction de la contrainte appliquée. Cette courbe montre la notion de cumul d'endommagement caractérisant la rupture des composites.





**Figure II. 24** - Exemple de courbe montrant l'évolution du cumul d'évènements en fonction de la contrainte appliquée lors d'un essai de traction sur une éprouvette en composite avec un empilement à  $\pm 45^\circ$

# **Chapitre III - Influence des singularités gap et overlap sur les propriétés mécaniques dans le plan de stratifiés carbone-époxy**

---

Les résultats de ce chapitre présentent l'influence des singularités gap et overlap créées par le procédé de placement de fibres automatisé sur les propriétés mécaniques de stratifiés carbone-époxy. Différentes structures de stratifiés ont ainsi été analysées et sollicitées mécaniquement en traction, compression et cisaillement plan. Dans la première partie de ce chapitre, une description des différentes configurations de gap et overlap étudiées est détaillée. Ces singularités ont volontairement été introduites lors de la phase de drapage dans les stratifiés afin d'étudier les situations les plus critiques. La seconde partie est consacrée à l'étude des stratifiés sollicités en traction. Plusieurs configurations ont ainsi été analysées afin d'étudier l'influence du nombre de singularités et de leur localisation dans les séquences d'empilement choisies. Des essais similaires en compression réalisés sur un stratifié avec une séquence d'empilement de configuration « extrême » sont par la suite détaillés dans la troisième partie de ce chapitre. La quatrième partie est quant à elle consacrée à l'étude des singularités sur des stratifiés sollicités en cisaillement quasi-statique et en cycle de charge/décharge. Enfin, dans la dernière partie, un bilan récapitulatif de l'ensemble des essais réalisés est détaillé permettant d'avoir un aperçu global de l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés mécaniques de stratifiés carbone-époxy.

*Afin de faciliter la compréhension du lecteur pour l'ensemble des résultats présentés dans ce chapitre, les analyses seront systématiquement détaillées dans l'ordre suivant : description des empilements étudiés, analyse de la santé-matière des différents stratifiés drapés, analyse des microstructures et de l'épaisseur des stratifiés dans la zone de singularité et enfin, présentation des résultats issus des diverses sollicitations mécaniques étudiées.*

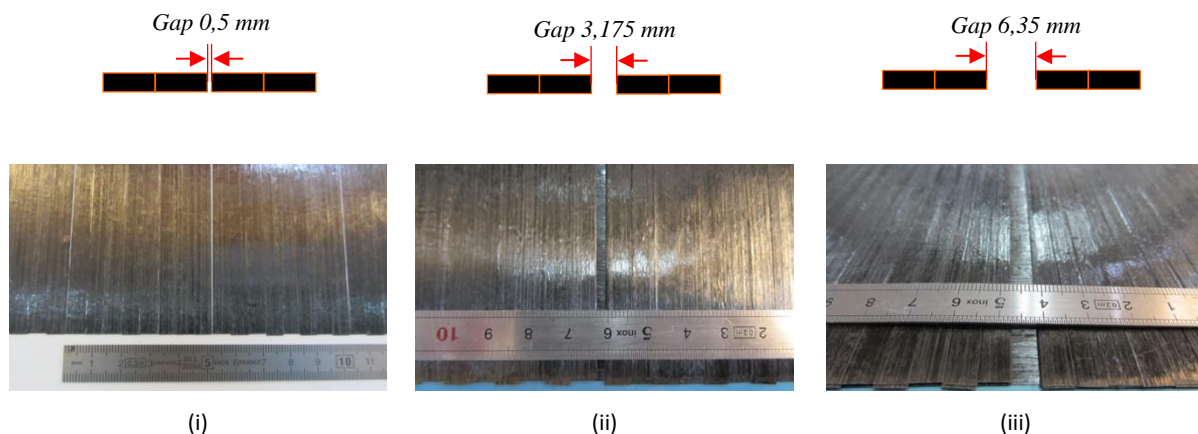
## **III.1 Description des singularités étudiées**

Les structures aéronautiques sont aujourd'hui de plus en plus grandes et leur géométrie de plus en plus complexe. En fonction de la forme de la pièce à fabriquer, la programmation des

trajectoires de drapage peut engendrer la création de singularités de natures et de géométries différentes. Dans le cas de cette étude, deux configurations de singularité ont été étudiées : la singularité gap (espacement entre deux rubans) et la singularité overlap (recouvrement d'une bande sur une autre).

### 1.1. Singularité GAP

Un gap correspond en théorie à un espacement entre deux rubans de préimprégné lors du drapage par AFP favorisant la création de zones riches en résine mais appauvries en fibres créant ainsi une variation locale de l'épaisseur. Plusieurs configurations de gap ont donc été étudiées afin d'analyser l'influence de leur géométrie sur les propriétés mécaniques des stratifiés fabriqués. La première configuration analysée correspond au gap de référence de 0,5 mm (Figure III. 1 (i)), détaillé dans le Chapitre II de ce manuscrit. La seconde configuration de gap correspond à un décalage de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné soit 3,175 mm (Figure III. 1 (ii)). Cette singularité peut être induite lors de la réalisation de pièce de forme complexe lors du passage d'un secteur de drapage à un autre. La troisième configuration correspond quant à elle à la simulation de l'absence d'un ruban lors du processus de fabrication. Le gap est donc équivalent à la largeur d'un ruban soit 6,35 mm (Figure III. 1 (iii)).



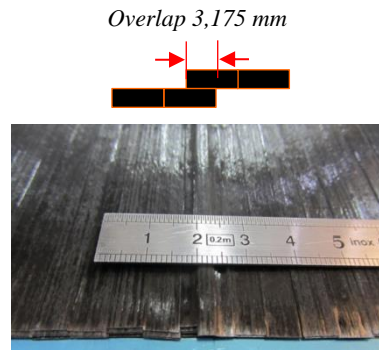
**Figure III. 1** - Représentation schématique et photographies des singularités gap étudiées :

(i) Gap 0,5 mm ; (ii) Gap 3,175 mm ; (iii) Gap 6,35 mm

### 1.2. Singularité OVERLAP

Une singularité overlap correspond à un chevauchement entre deux rubans de préimprégné lors du drapage par AFP favorisant en théorie la création de zones appauvries en résine mais riches en fibres. La singularité overlap est généralement limitée et même parfois proscrite des pièces de structures primaires aéronautiques du fait de la création d'une surépaisseur locale. Pour cette

singularité, une seule configuration a donc été étudiée. Elle correspond au recouvrement entre deux rubans équivalent à la largeur d'un demi-ruban soit 3,175 mm (Figure III. 2). Cette singularité peut être induite lors de la fabrication de pièce de forme complexe du fait de la variation de la position des rubans lors du passage d'un secteur de drapage à un autre.



**Figure III. 2** - Représentation schématisée et photographie de la singularité overlap étudiée

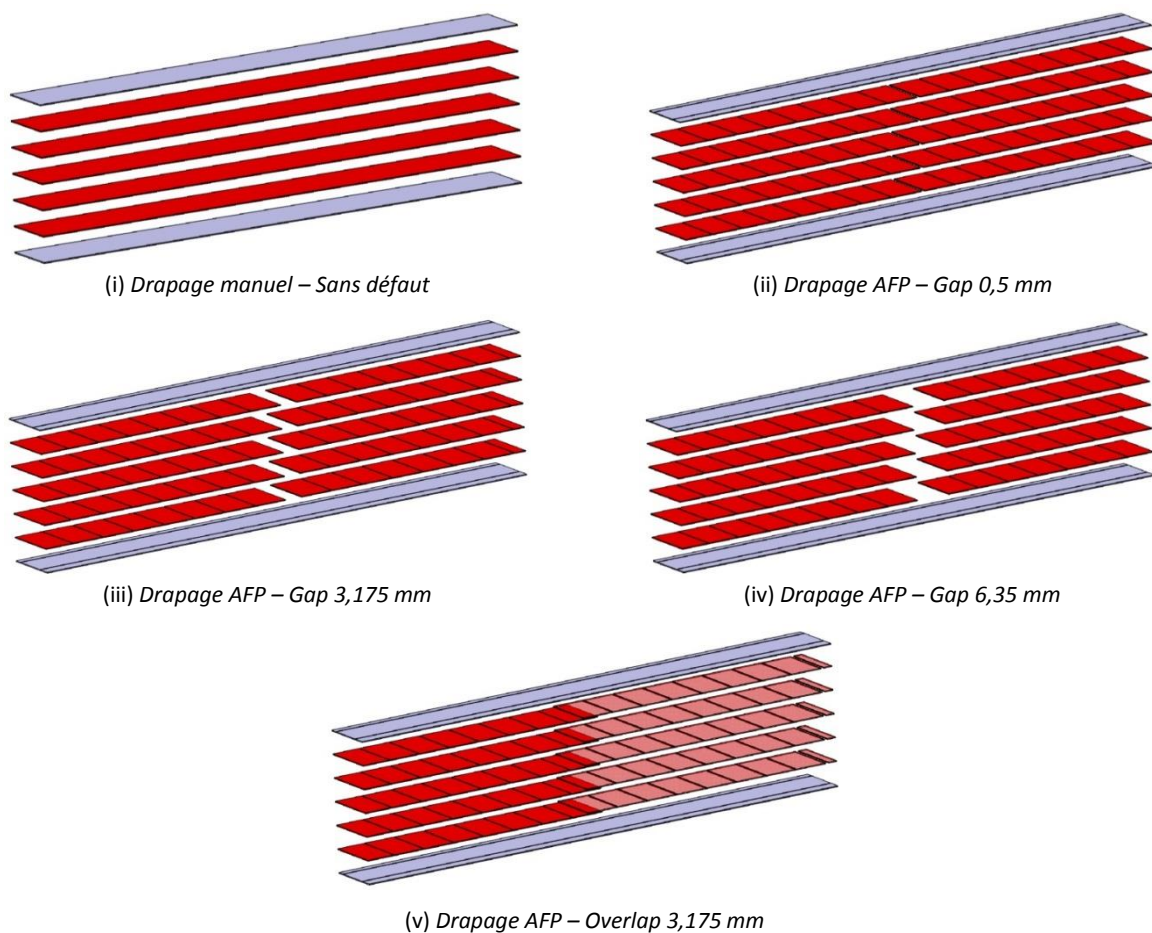
### III.2 Influence des singularités sollicitées en traction

Afin de déterminer l'influence des singularités gap et overlap décrites précédemment dans les situations les plus « critiques », trois configurations de stratifiés ont été réalisées. Les empilements choisis sont uniquement composés de plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  afin d'obtenir des stratifiés symétriques et équilibrés ou non. En l'absence de référence, les séquences d'empilement étudiées ont été sélectionnées après différents essais afin de favoriser la création de défauts liés à la présence des singularités introduites volontairement lors de la phase de drapage. Les propriétés en traction transverse étant également le problème majeur des composites, les singularités ont été systématiquement introduites à mi-épaisseur au centre des échantillons dans les plis orientés à  $90^\circ$  afin d'accentuer leur impact sur les propriétés mécaniques. En effet, les contraintes transversales induites lors des essais peuvent conduire à une défaillance prématurée des stratifiés [78]. Les propriétés en traction transverse sont ainsi gouvernées par les propriétés des fibres et de la matrice, par la qualité de l'interface entre ces deux composants, par la présence et la distribution des porosités, par les contraintes et déformations internes entre les fibres et enfin par la distribution (homogène ou non) des fibres au sein du stratifié.

#### 2.1. Séquence d'empilement [ $0^\circ/90^\circ_5/0^\circ$ ]

##### 2.1.1. Description de la séquence d'empilement

Le premier empilement étudié est composé de 7 plis dont 5 plis orientés à  $90^\circ$  dans lesquels les singularités ont été introduites lors de la phase de drapage. Les singularités ont été superposées les unes par rapport aux autres afin d'accentuer leur morphologie, comme illustré sur la Figure III.3. Cette séquence d'empilement est cependant un cas « extrême ». En effet, les règles de drapage appliquées par les constructeurs avionneurs sont conçues pour éviter la création d'un tel empilement pouvant provoquer la formation de tels défauts. Cette configuration de stratifiés permet néanmoins d'étudier l'impact d'un nombre important de singularités présentes dans une pièce drapée par AFP. Une plaque de référence drapée manuellement a également été réalisée, avec le même lot de matière, afin de comparer les microstructures et propriétés obtenues lors des essais de traction (Figure III. 3 (i)).



**Figure III. 3** - Représentation schématique des singularités présentes dans l'empilement  $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$

Les cinq configurations de stratifiés, drapés manuellement ou drapés par placement de fibres automatisé (Figure III. 3), respectent les conditions de drapage décrites dans le Chapitre II. La plaque de référence drapée manuellement a pour dimensions 300 mm par 300 mm (largeur

initiale des nappes unidirectionnelles) afin d'éviter la création d'imperfections pouvant apparaître lors de la découpe de la nappe unidirectionnelle. Les plaques drapées par AFP ont quant à elles pour dimensions une longueur de 900 mm (correspondant au sens des plis orientés à 90°) et une largeur de 400 mm (correspondant au sens des plis orientés à 0°). Les dimensions de ces plaques sont suffisamment importantes pour permettre la découpe de leurs contours afin de supprimer les effets de bords pouvant être engendrés lors de leur fabrication.

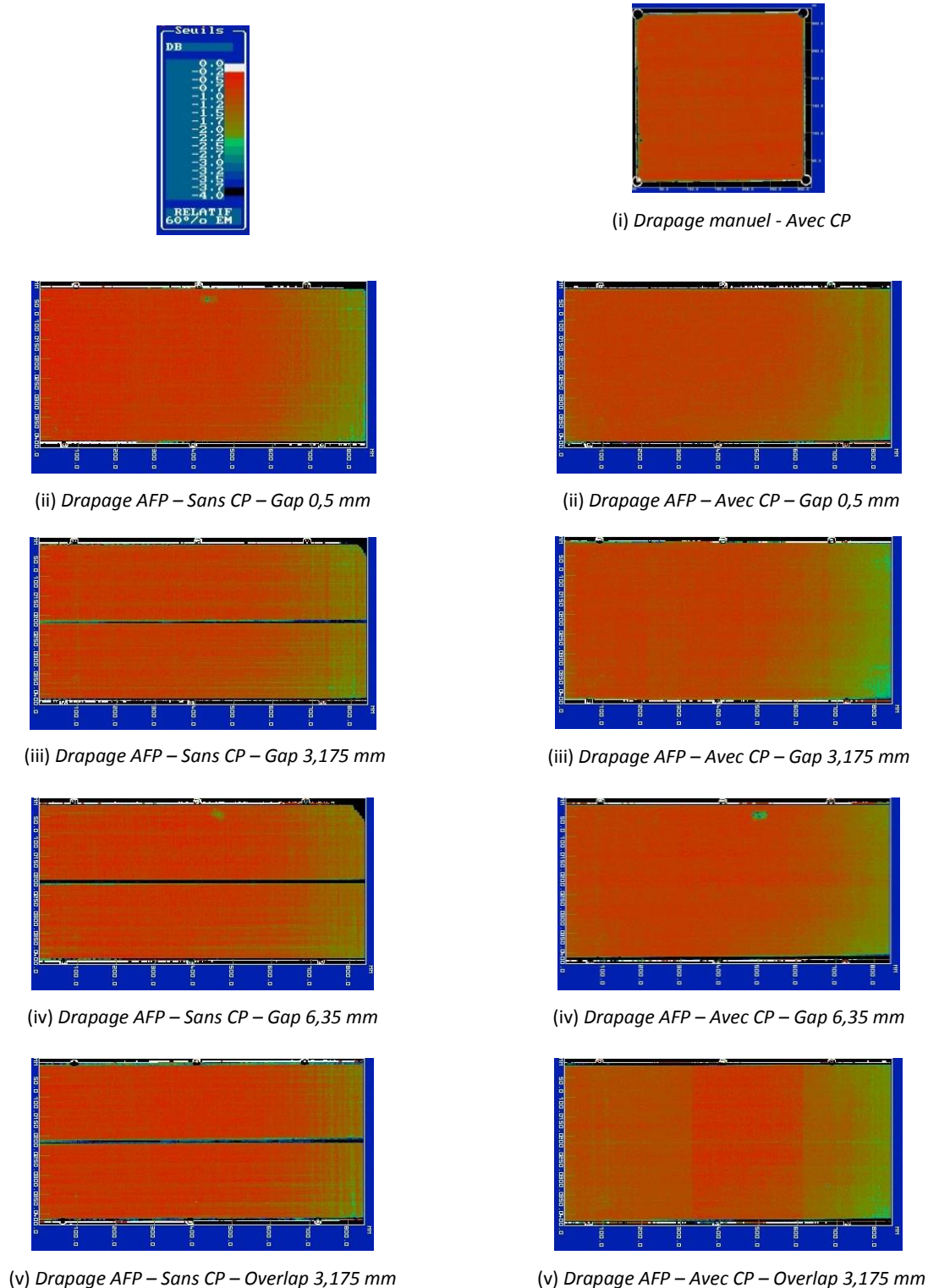
### *2.1.2. Analyse santé-matière*

Après la cuisson en autoclave des stratifiés précédemment décrits, en respectant les conditions de mise en œuvre détaillées dans le Chapitre 2, avec et sans contre plaque, une analyse santé-matière a été réalisée par ultrasons. Cette étude permet de mettre en évidence la présence ou non de macroporosités, traduisant une mauvaise qualité de consolidation des stratifiés, ou la présence de variation d'épaisseur, directement liées à l'insertion des singularités pendant la phase de drapage. Les résultats sont présentés sous forme de cartographie traduisant l'atténuation du signal ultrasonore lors de l'étude des plaques.

Les analyses par ultrasons des différentes singularités pour les deux conditions de cuisson en autoclave (avec et sans contre plaque) sont illustrées sur la Figure III. 4. Les zones de couleur noire autour des stratifiés correspondent au réflecteur positionné sous les plaques lors du passage du transducteur. Elles ne sont donc pas à prendre en compte pour l'étude des résultats. Un léger défaut de planéité lors du positionnement des plaques est également observé. Ce défaut correspond à la zone de couleur verte sur la partie droite des stratifiés.

L'étude des cartographies permet de mettre en évidence l'absence de macroporosité dans l'ensemble des stratifiés. La cuisson en autoclave, en respectant les conditions de mise en œuvre données par le fournisseur de préimprégné, a été réalisée dans de bonnes conditions. La consolidation entre les plis est donc assurée. Cependant, ces cartographies mettent en évidence la présence des singularités lorsque la polymérisation des stratifiés a été réalisée sans contre plaque (Figure III. 4 (ii – iv)). En effet, une variation de l'atténuation des ondes ultrasonores est observée au centre des échantillons traduisant une variation importante de l'épaisseur des stratifiés dans les zones de singularité. Seul le stratifié de référence drapé par AFP (gap 0,5 mm) et polymérisé sans contre plaque ne montre aucune atténuation des ondes ultrasonores (Figure III. 4 (i)). Les plaques polymérisées avec une contre plaque ne révèlent aucune présence de singularité hormis dans le cas du stratifié contenant un overlap de la largeur d'un

demi-ruban où une légère atténuation du signal est observée au centre de l'échantillon (Figure III. 4 (v)).



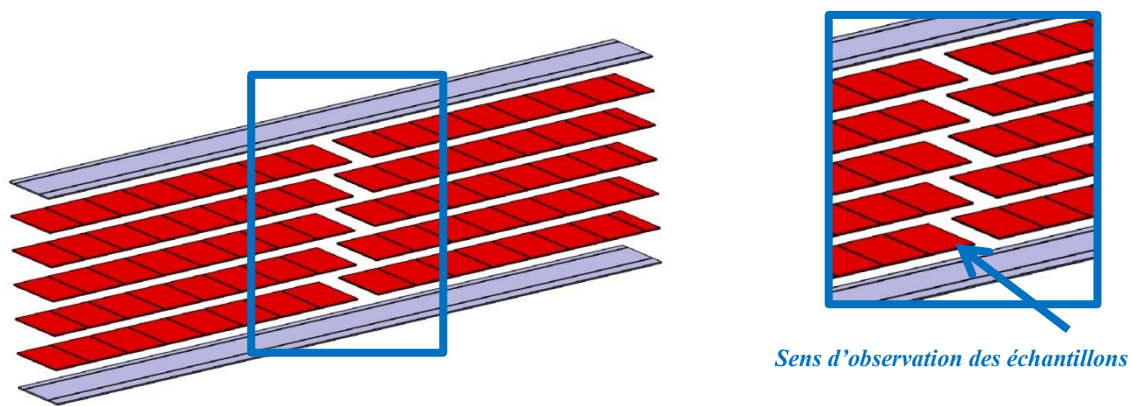
**Figure III. 4** - Cartographies issues des analyses par ultrasons pour les stratifiés d'empilement  $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$ :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un gap de 6.35 mm drapé par AFP ; (v) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP



### 2.1.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

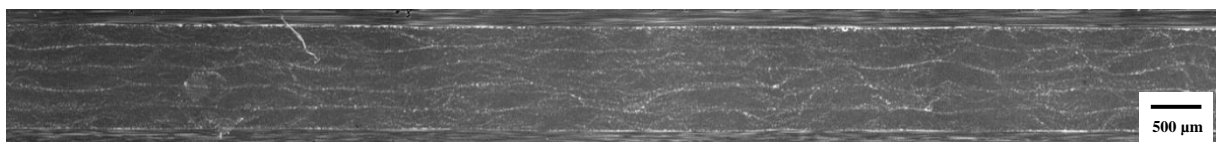
L'analyse de la morphologie des matériaux utilisés pour le drapage des stratifiés est indispensable pour comprendre l'influence des singularités. En effet, une variation de la distribution des fibres de carbone dans un pli ou une répartition non homogène de la matrice, du fait de la présence d'un espace ou d'un chevauchement des rubans de préimprégné, peut avoir un impact non négligeable sur les propriétés mécaniques finales. Une étude de la morphologie des différents stratifiés est ainsi présentée. Les clichés MEB ont été réalisés perpendiculairement aux singularités introduites lors de la phase de drapage, comme illustré sur la Figure III. 5.



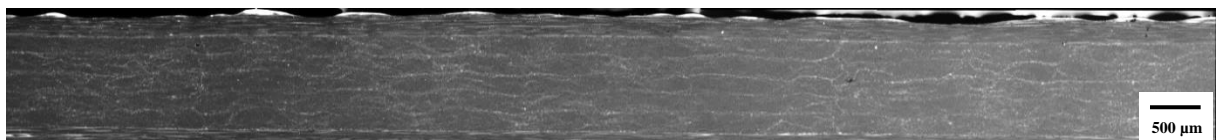
**Figure III. 5** - Géométrie des éprouvettes pour l'observation des microstructures

Les clichés MEB réalisés sur l'empilement « extrême » de configuration  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$  dans lequel les singularités ont été introduites dans les cinq plis centraux sont illustrés sur la Figure III. 6. L'analyse de l'ensemble des micrographies montre l'absence de macroporosité. Quelques rares microporosités, d'un diamètre équivalent ou inférieur au diamètre des fibres de carbone, sont cependant visibles à l'intérieur des mèches des préimprégnés.

(i) *Drapage manuel – Avec CP*

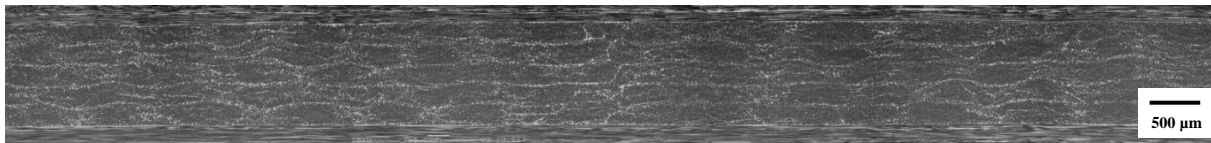


(ii) *Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm*

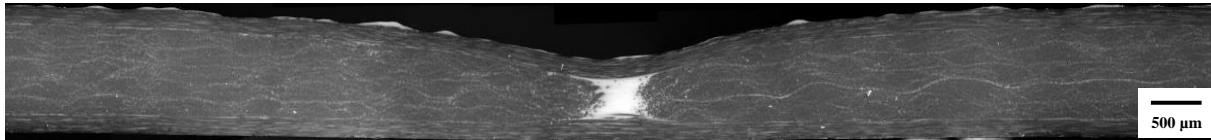




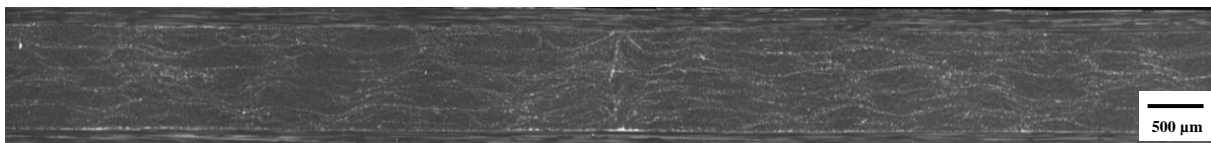
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



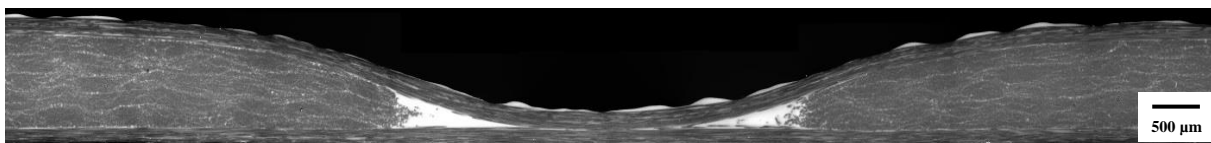
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



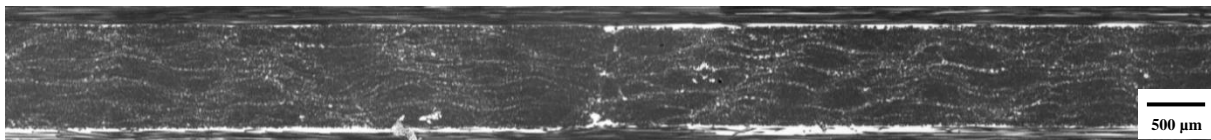
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



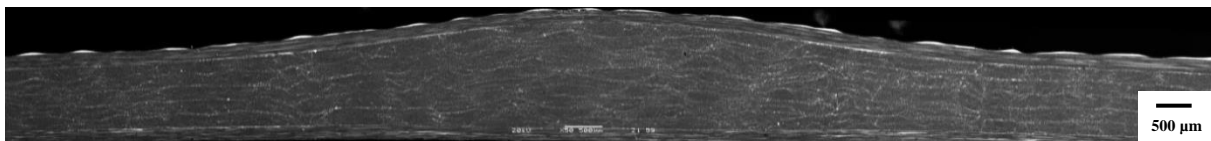
(iv) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



(iv) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(v) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm



(v) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



**Figure III. 6** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité, empilement  $[0^\circ/90^\circ_3/0^\circ]$ :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un gap de 6.35 mm drapé par AFP ; (v) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP

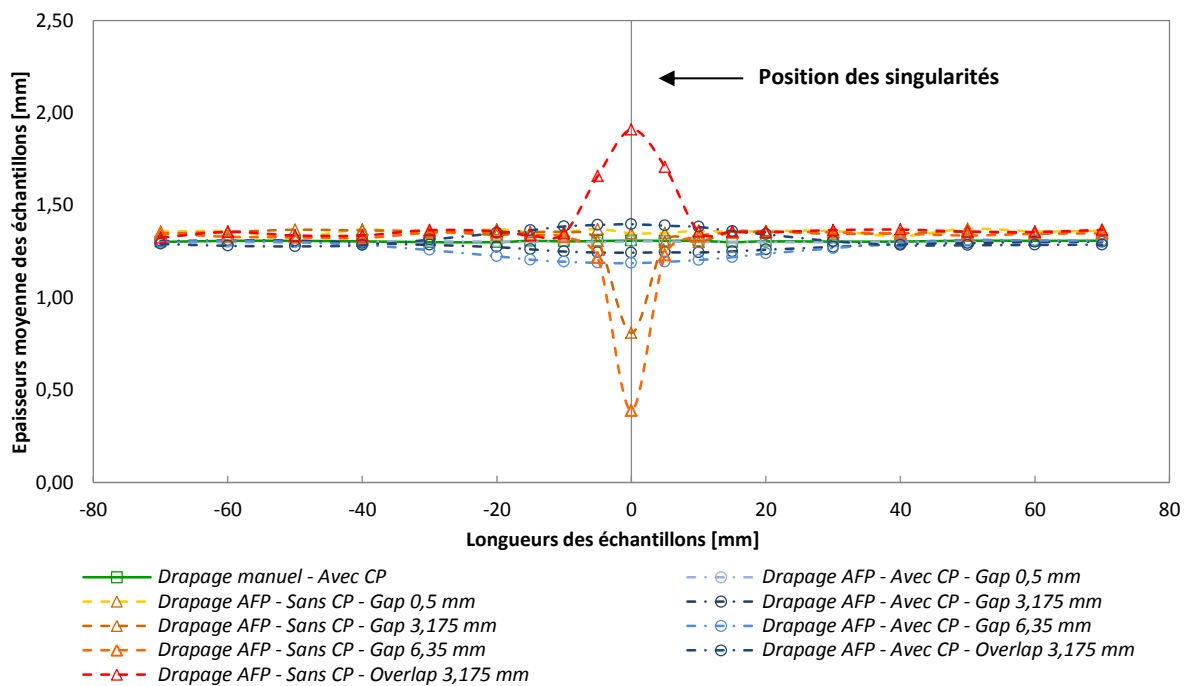
Les stratifiés de référence, drapés manuellement (Figure III. 6 (i)) et drapés par AFP (Figure III. 6 (ii)), ont une organisation de la matière fibre - matrice équivalente. En effet, les gaps de 0,5 mm introduits lors de la phase de drapage pour les stratifiés de référence AFP ne sont pas visibles. De plus, l'épaisseur des échantillons est similaire (Figure III. 7) malgré la présence de résidu de résine en surface du stratifié polymérisé sans contre plaque. Ce résidu est dû à la présence du film drainant placé sur le stratifié lors de la cuisson en autoclave. La présence d'une contre plaque permet ainsi d'obtenir des échantillons avec une surface lisse du fait de sa planéité.

Les stratifiés contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban, soit 3,175 mm, montrent des microstructures différentes en fonction de la présence ou non d'une contre plaque lors de la mise en œuvre (Figure III. 6 (iii)). En effet, pour le stratifié polymérisé sans contre plaque, une zone riche en résine et appauvrie en fibres de carbone, dans les plis orientés à  $90^\circ$ , est observée au centre des échantillons au niveau de la zone d'introduction de la singularité. Une variation d'épaisseur importante de l'échantillon est également constatée (Figure III. 7). Lorsque la cuisson en autoclave est réalisée avec une contre plaque, le gap n'est plus visible. Un mouvement de la matière lors de la polymérisation, aidé par la présence de cette contre plaque, a donc permis de « cicatriser » en totalité l'espacement créé lors de la phase de drapage. L'épaisseur finale de cet échantillon est homogène dans l'ensemble de l'empilement (Figure III. 7).

Ces remarques sont également valables pour les stratifiés contenant un gap de 6,35 mm simulant l'absence d'un ruban lors du drapage (Figure III. 6 (iv)). Une absence totale de fibres est observée dans les plis orientés à  $90^\circ$  au centre de l'échantillon polymérisé sans contre plaque. Deux zones triangulaires riches en résine sont également visibles. La présence de la contre plaque a, quant à elle, permis de combler la totalité du gap au centre du stratifié (phénomène appelé « cicatrisation » dans l'ensemble de ce document). Seules des zones riches en résine, visibles à l'interface entre les plis orientés à  $0^\circ$  et les plis orientés à  $90^\circ$ , trahissent la présence de la singularité.

Les stratifiés contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban montrent une forte désorganisation des plis orientés à  $90^\circ$  du fait de la présence d'une zone riche en fibres au centre des échantillons (Figure III. 6 (v)). La présence d'un chevauchement des rubans entraîne ainsi une surépaisseur locale des stratifiés (Figure III. 7). Cependant, la présence d'une contre

plaque permet de limiter ce phénomène contrairement au stratifié polymérisé sans contre plaque.

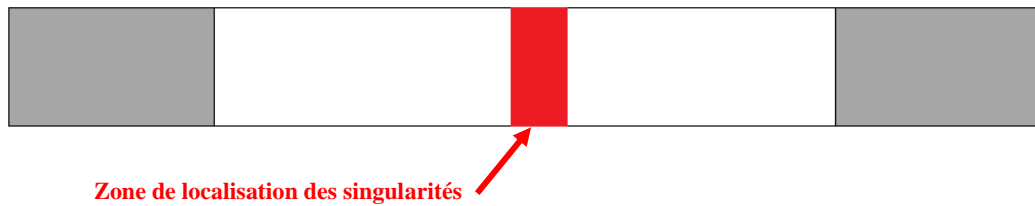


**Figure III. 7** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$

L'analyse des microstructures des différents stratifiés de configuration  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$  permet de mettre en évidence le rôle important de la présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave. En effet, la pression répartie exercée par la contre plaque plane favorise le mouvement de la matière dans l'ensemble du stratifié permettant de « cicatrifier » en totalité les singularités introduites durant la phase de drapage. La configuration de l'empilement, avec cinq plis de même orientation superposés les uns sur les autres, contribue également à l'écoulement de la matière dans la première partie du cycle de transformation. Les stratifiés ont ainsi une microstructure plus homogène et la variation de leur épaisseur est limitée quelle que soit la nature de la singularité (gap ou overlap). L'absence de contre plaque pendant la polymérisation en autoclave entraîne une variation significative de l'épaisseur et de la structure des stratifiés affectant la répartition des fibres de carbone et de la matrice en fonction de la nature et de la géométrie des singularités. Les conditions de cuisson en autoclave sont donc des paramètres non négligeables influençant la microstructure finale des stratifiés.

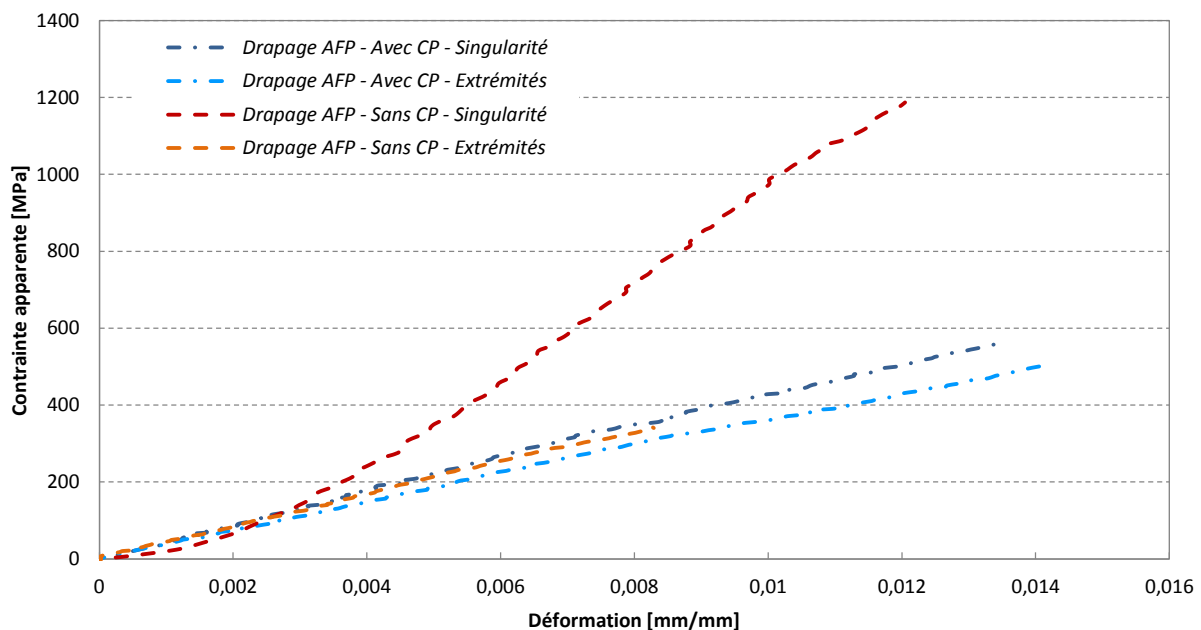
### 2.1.4. Résultats des essais mécaniques

Suite à l'analyse de la morphologie des stratifiés, des sollicitations en traction ont été réalisées sur l'ensemble des stratifiés en respectant les conditions d'essais détaillées dans le Chapitre II. Les éprouvettes ont été découpées de manière à ce que les singularités soient localisées au centre des échantillons comme illustré sur la Figure III. 8. Au cours de cette étude, le seuil d'endommagement n'a pas été déterminé car les séquences de drapage utilisées ne sont pas représentatives de séquences utilisées dans la fabrication de pièces de structure.



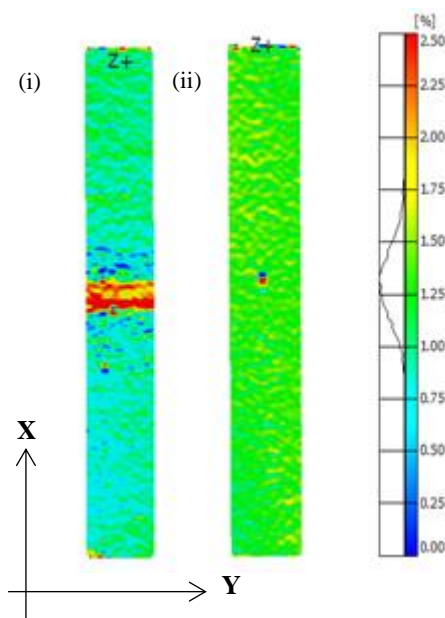
**Figure III. 8** - Schématisation des éprouvettes réalisées pour les essais de traction

La Figure III. 9 illustre les courbes contrainte-déformation moyennes issues des essais de traction pour les échantillons contenant un gap de 6,35 mm polymérisés avec et sans contre plaque. Les déformations ont été mesurées au centre des éprouvettes, dans la zone de singularité, ainsi qu'à leurs extrémités. Les contraintes apparentes ont quant à elles été déterminées à partir de l'Equation II.1 (Chapitre II – Paragraphe II.4).



**Figure III. 9** - Courbes contrainte-déformation issues de la sollicitation en traction des éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm polymérisées avec et sans contre plaque mesurées aux extrémités des éprouvettes et dans la région de la singularité, empilement  $[0^\circ/90^\circ_s/0]$

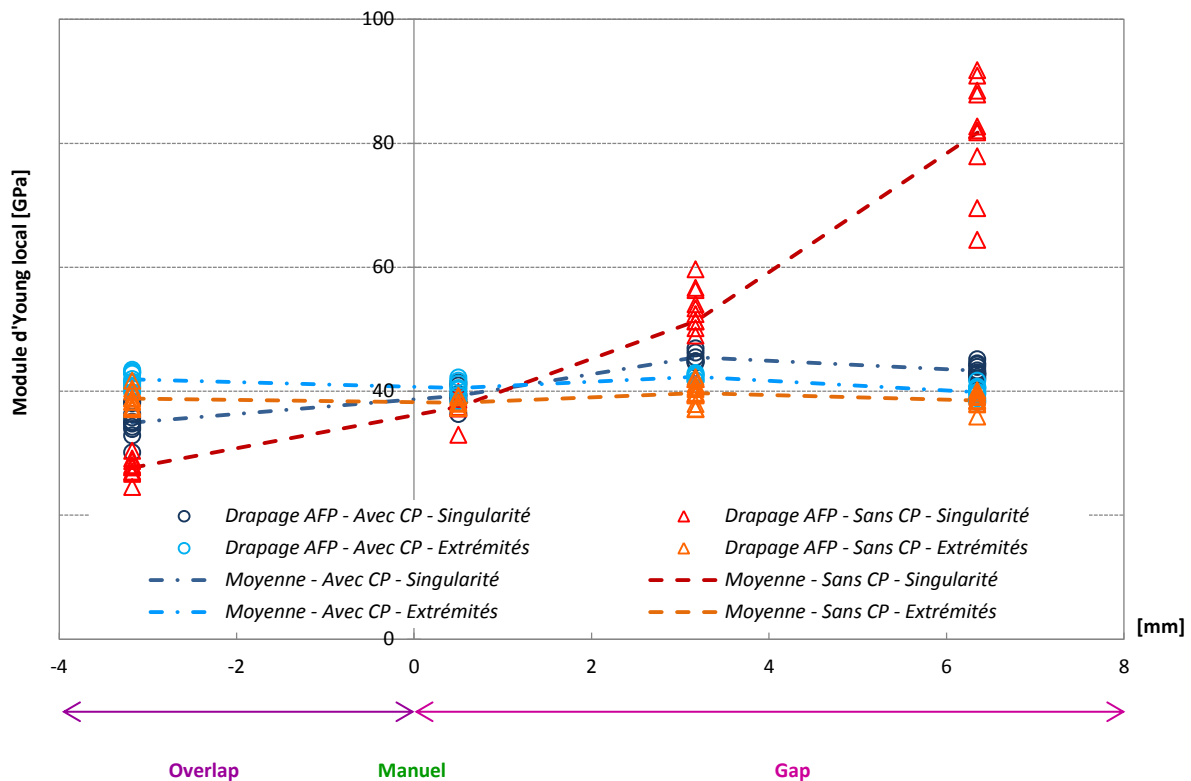
Ces courbes montrent un comportement similaire sur toute la longueur des éprouvettes lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque. Les champs de déformation mesurés par corrélation d'image montrent une déformation uniforme sur la totalité de l'éprouvette avec une petite zone concentrée en son centre au centre de l'éprouvette (Figure III. 10 (i)). Lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque, la présence du gap influe sur les propriétés. Cette observation s'explique par la microstructure des échantillons (Figure III. 6 (iv)). En effet, seuls les plis orientés à  $0^\circ$  sont sollicités dans la zone de la singularité entraînant une augmentation locale de la contrainte. Les champs de déformation (Figure III. 10 (ii)) confirment la présence d'une zone de concentration de contrainte au niveau de la singularité sur toute la largeur de l'éprouvette lors de l'absence de contre plaque pendant la cuisson en autoclave.



**Figure III. 10** - Evolution de la déformation axiale  $\epsilon_x$  avant rupture des éprouvettes contenant un gap de 6.35 mm, empilement  $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$  – Mesure par Corrélation d'image ARAMIS : (i) polymérisation réalisée sans contre plaque ; (ii) polymérisation réalisée avec contre plaque

Les valeurs des modules d'élasticité, déterminées à partir de l'Equation II.2 (Chapitre II – Paragraphe II.4), des différents échantillons testés sont illustrées sur la Figure III. 11. En comparaison avec les valeurs obtenues, le module théorique du stratifié avec cette séquence d'empilement a été estimé à 47,5 GPa d'après les données fournisseur du ruban de préimprégné. Les résultats montrent que la variation du module aux extrémités des éprouvettes n'est pas significative. En effet, cette variation est de l'ordre de 4 % par rapport à la plaque de référence drapée par AFP. La présence de singularités a donc très peu d'influence sur le module aux extrémités des éprouvettes quelles que soient les conditions de cuisson (avec ou

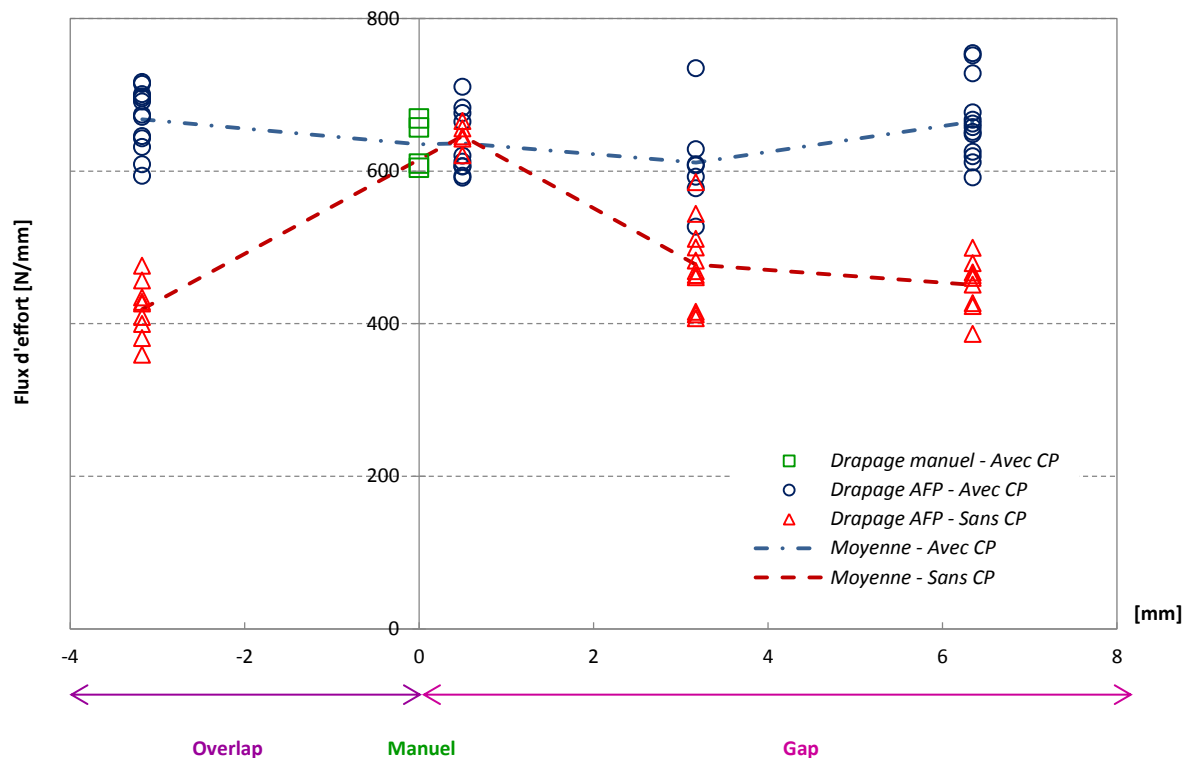
sans contre plaque). Au centre des échantillons, dans la zone de singularité, l'absence de contre plaque entraîne une variation significative du module du fait de l'évolution de l'épaisseur des échantillons ainsi que de l'organisation de la microstructure en fonction des singularités introduites. Les modules calculés au centre des éprouvettes reflètent donc uniquement des propriétés locales. La présence d'une contre plaque permet quant à elle de diminuer la variation du module. La variation maximale est ainsi de 14 % entre la plaque de référence drapée par AFP et la plaque contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban. Ces résultats s'expliquent par une faible variation de l'épaisseur des échantillons.



**Figure III. 11** - Variation du module d'élasticité des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ/90^\circ 5/0^\circ]$ . Ces modules sont mesurés aux extrémités des éprouvettes

La résistance des échantillons peut également être évaluée en termes de flux d'effort. Cette notion est déterminée à partir de la force de rupture en traction divisée par la largeur des éprouvettes. Le flux d'effort ne prend donc pas en compte les variations d'épaisseur des échantillons. Ces valeurs sont ainsi illustrées sur la Figure III. 12. Le flux d'effort traversant les éprouvettes polymérisées avec une contre plaque varie très peu quelle que soit la nature de la singularité introduite lors de la phase de drapage. A l'inverse, lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque, la présence d'une singularité gap ou overlap entraîne une diminution

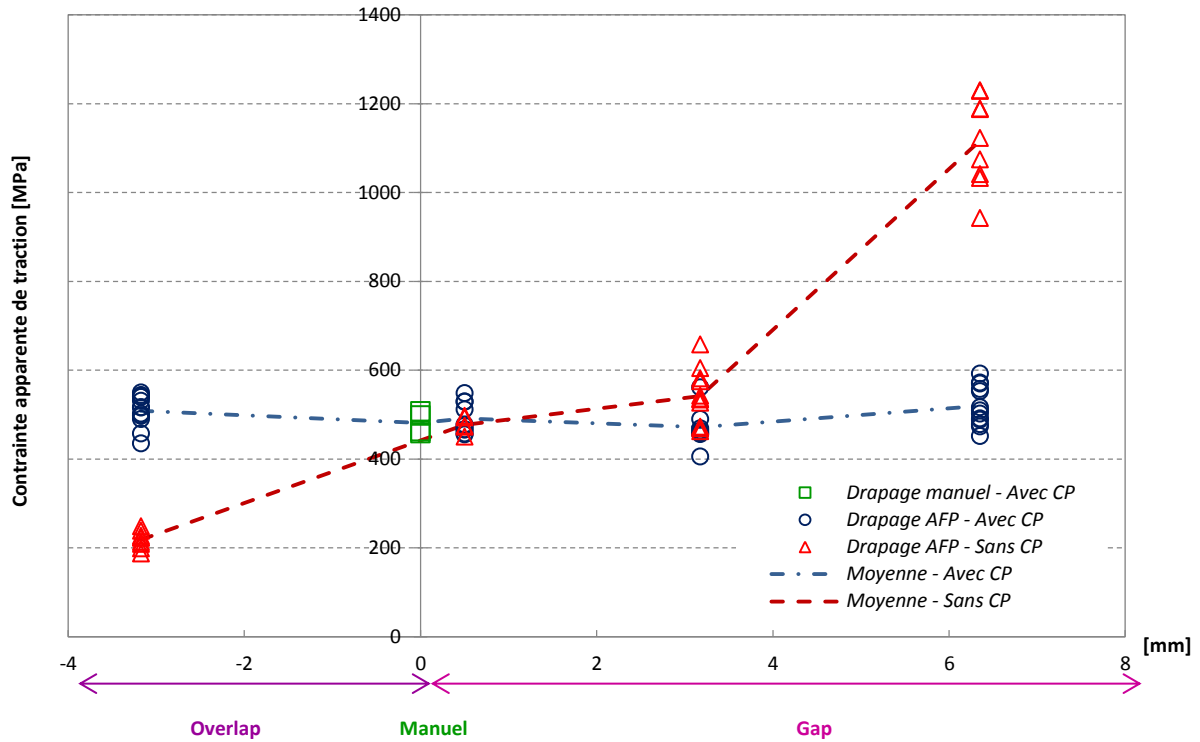
importante du flux d'effort. Cette réduction atteint 35 % lors de la présence d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban dans le stratifié.



**Figure III. 12** - Variation du flux d'effort des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$ .

Le comportement des stratifiés peut également être analysé en utilisant la contrainte apparente estimée dans la zone de rupture des éprouvettes en fonction de l'épaisseur locale mesurée. La Figure III. 13 illustre ces résultats pour l'ensemble des singularités étudiées. Les essais de traction ont été réalisés en appliquant une charge perpendiculaire aux cinq plis centraux contenant les singularités. La rupture des éprouvettes est donc conditionnée par le comportement des plis orientés à  $0^\circ$ . Pour les stratifiés polymérisés avec une contre plaque, et quelle que soit la singularité étudiée, les ruptures se sont déroulées aléatoirement sur toute leur longueur. Les fluctuations de la contrainte apparente pour ces échantillons sont principalement dues à leur faible variation d'épaisseur. Dans le cas des stratifiés polymérisés sans contre plaque lors de la cuisson en autoclave, les ruptures des éprouvettes se sont systématiquement localisées au niveau des singularités, à l'exception de la plaque de référence drapée par AFP. La variation importante de la contrainte apparente à la rupture pour ces échantillons est due à la différence de leur épaisseur ainsi qu'à la fluctuation locale de la fraction volumique des fibres

de carbone. La présence d'un gap de 6,35 mm entraîne ainsi un gonflement des plis orientés à  $0^\circ$  du fait de la présence importante de résine. L'absence de fibres orientées à  $90^\circ$  favorise donc une augmentation de la contrainte apparente. A l'inverse, la présence d'un overlap de 3,175 mm entraîne une surépaisseur des plis à  $90^\circ$  avec diminution locale du taux de fibres dans les plis orientés à  $90^\circ$ , engendrant une forte chute de la contrainte à la rupture.



**Figure III. 13** - Variation de la contrainte à la rupture apparente des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$ .

### 2.1.5. Bilan

Les essais de traction réalisés sur les stratifiés avec une séquence d'empilement « extrême » de configuration  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$ , où les singularités ont été superposées les unes par rapport aux autres dans l'ensemble des plis à  $90^\circ$ , mettent en évidence le rôle très important de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave. En effet, celle-ci permet de réorganiser la microstructure des stratifiés et de « cicatrifier » les singularités introduites lors de la phase de drapage, grâce au mouvement de la matière, limitant ainsi l'influence sur les propriétés mécaniques en traction. L'absence d'une contre plaque lors de la cuisson entraîne pour sa part une variation importante de la microstructure et de l'épaisseur des échantillons provoquant un impact des singularités sur les propriétés mécaniques.

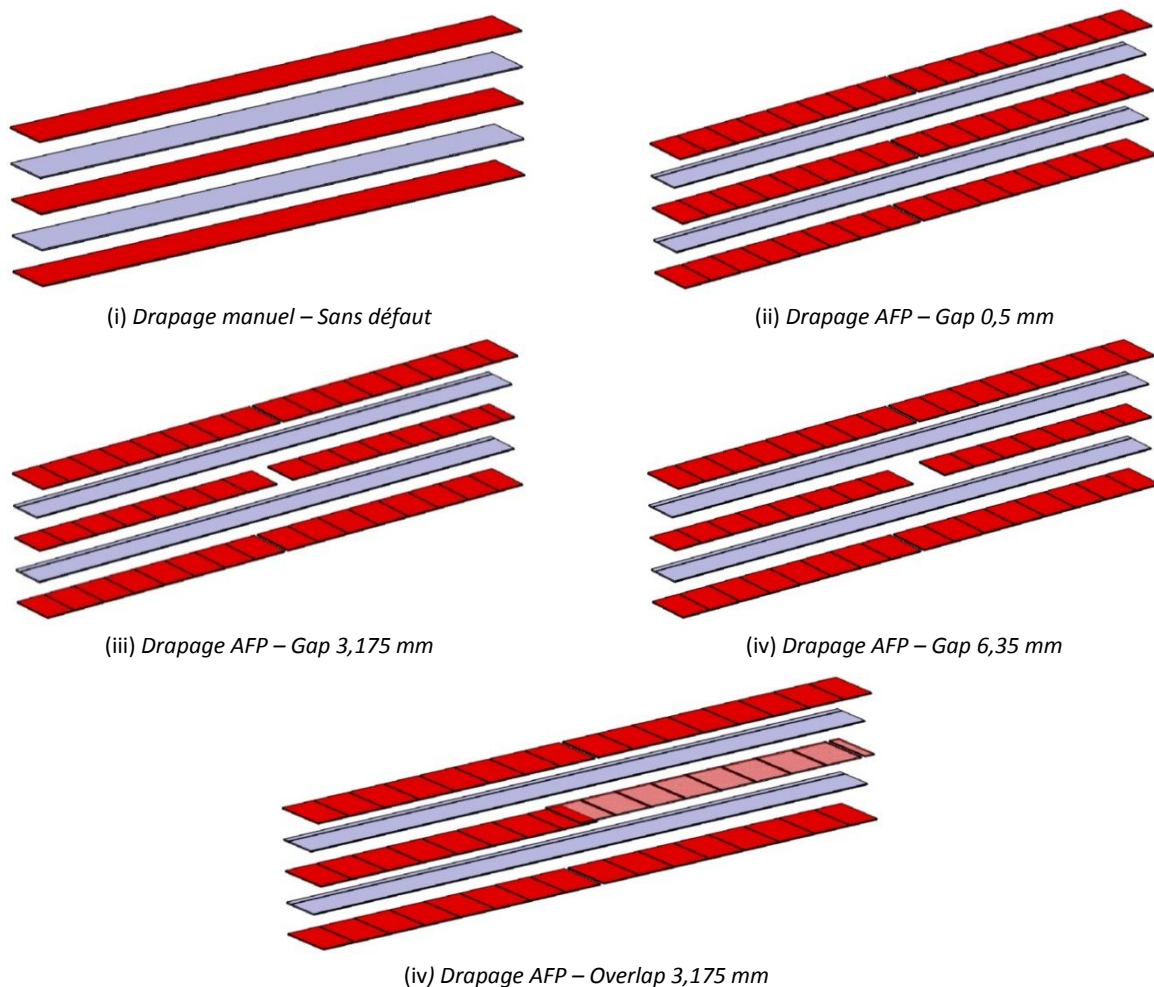


L'empilement étudié dans ce premier examen n'est cependant pas représentatif d'un empilement utilisé pour la fabrication d'une pièce de structure. Les règles de drapage appliquées dans l'industrie aéronautique imposent en effet de ne pas superposer des plis de même orientation afin d'obtenir des propriétés plus importantes dans l'ensemble des axes de sollicitation d'une pièce fabriquée par le procédé de placement de fibres automatisé. Des travaux complémentaires sur l'influence des singularités sont donc réalisés, dans la suite de cette étude, sur un stratifié avec une séquence d'empilement alterné plus représentatif de la réalité.

## 2.2. Séquence d'empilement $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

### 2.2.1. Description de la séquence d'empilement

La seconde configuration d'empilement réalisée dans ces travaux est drapée avec une séquence de plis alternés orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  (Figure III. 14).



**Figure III. 14** – Représentation schématique des singularités présentes dans l'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

Afin d'obtenir un volume de matière identique à l'empilement précédent dans l'axe de sollicitation, la configuration finale, composée de 5 plis, est ainsi réalisée avec 2 plis orientés à  $0^\circ$  et 3 plis orientés à  $90^\circ$  avec la séquence  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ . Les singularités ont été introduites uniquement dans le pli central orienté à  $90^\circ$ , comme illustré sur la Figure III. 14, afin de déterminer leur impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques des stratifiés sollicités. Une plaque de référence drapée manuellement a également été réalisée afin de comparer les microstructures et propriétés obtenues lors des essais (Figure III. 14 (i)).

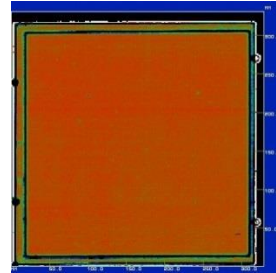
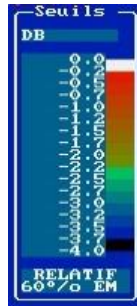
Les 5 configurations de stratifiés, drapés manuellement ou par placement de fibres automatisé, respectent également les conditions de drapage définies dans le chapitre précédent de ce mémoire. La plaque de référence drapée manuellement a des dimensions équivalentes à celle la plaque réalisée pour l'empilement précédent, soit 300 mm par 300 mm. Les plaques drapées par AFP ont quant à elles pour dimensions une longueur de 400 mm (correspondant au sens des plis orientés à  $90^\circ$ ) et une largeur de 300 mm (correspondant au sens des plis orientés à  $0^\circ$ ).

### 2.2.2. Analyse santé-matière

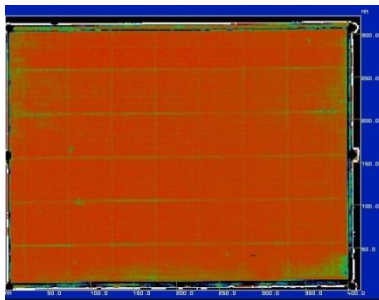
Suite à la cuisson en autoclave, avec et sans contre plaque, les analyses par ultrasons des différents stratifiés contenant les singularités gap et overlap ont été effectuées. Les cartographies de résultats issues de ces analyses sont illustrées sur la Figure III. 15. Tout comme les analyses précédentes, les zones de couleurs noire autour des stratifiés correspondent au réflecteur positionné sous les plaques lors du balayage du transducteur.

L'étude de ces cartographies permet de mettre en évidence la présence de quelques macroporosités dans l'ensemble des stratifiés. Leur nombre est cependant limité et ne met pas en cause la qualité de la cuisson en autoclave respectant les données de mise en œuvre fournies par le fournisseur du préimprégné. La première observation faite lors de l'analyse de ces cartographies montre une différence significative entre les stratifiés polymérisés avec et sans contre plaque. En effet, lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque, la trame du drapage, c'est-à-dire l'orientation des plis, est visible. Les gaps de 0,5 mm imposés entre chaque passage de bande sont également nettement apparents. Lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque, les orientations des plis ainsi que les règles de drapage imposées ne sont plus visibles. Concernant l'observation des singularités, quelles que soient la nature et les dimensions de ces dernières introduites lors de la phase de drapage (en dehors des plaques de référence), celles-ci sont nettement visibles lorsque la polymérisation est effectuée sans contre

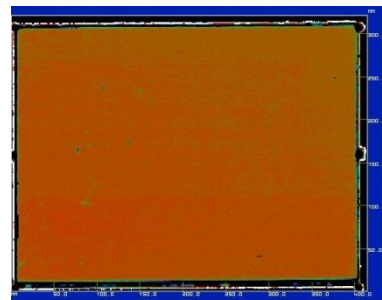
plaque. L'atténuation du signal ultrasonore est cependant moins importante lors de l'analyse du stratifié contenant l'overlap de 3,175 mm (Figure III. 15 (v)) que lors de la présence d'un gap (gap de 3,175 mm ou gap de 6,35 mm). Lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque, seule la présence du gap de 6,35 mm est observable par l'étude par ultrasons (Figure III. 15 (iii)).



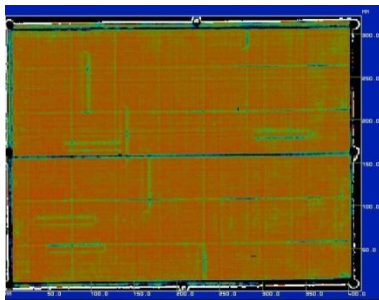
(i) Drapage manuel - Avec CP



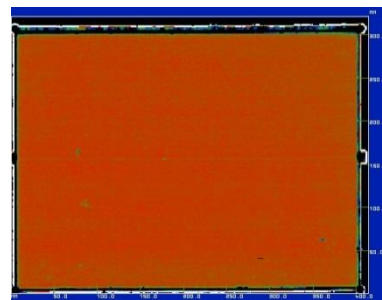
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



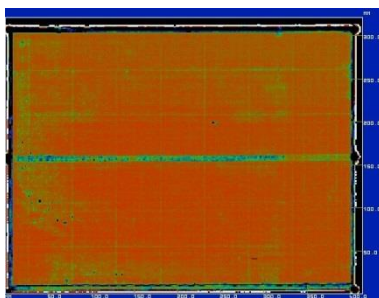
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



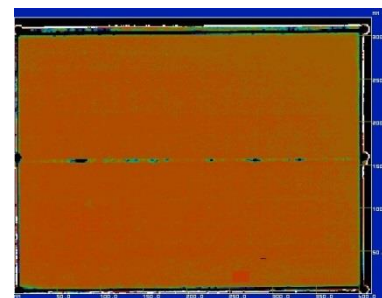
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



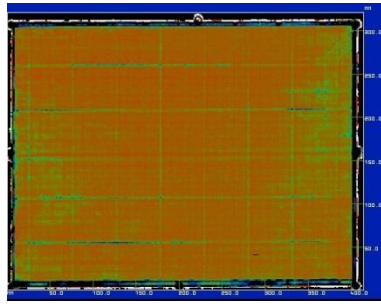
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



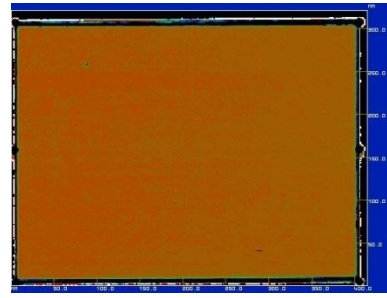
(iv) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



(iv) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(v) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm



(v) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm

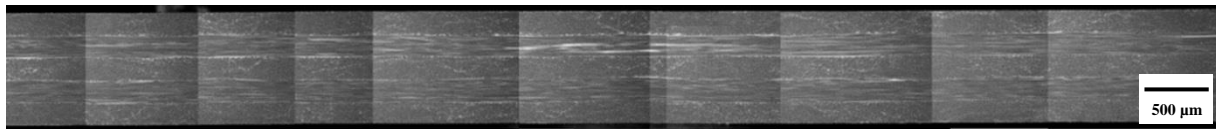
**Figure III. 15** - Cartographies issues des analyses par ultrasons pour les stratifiés d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un gap de 6.35 mm drapé par AFP ; (v) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP

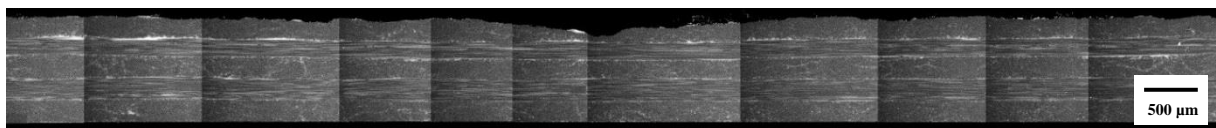
### 2.2.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

Suite à l'analyse santé-matière des différents stratifiés étudiés, des clichés MEB ont été réalisés. Ils sont illustrés sur la Figure III. 16. Ces derniers ont été exécutés perpendiculairement aux singularités introduites lors de la phase de drapage, comme illustré sur la Figure III. 5.

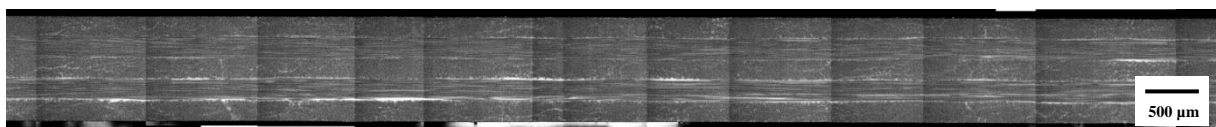
(i) Drapage manuel – Avec CP



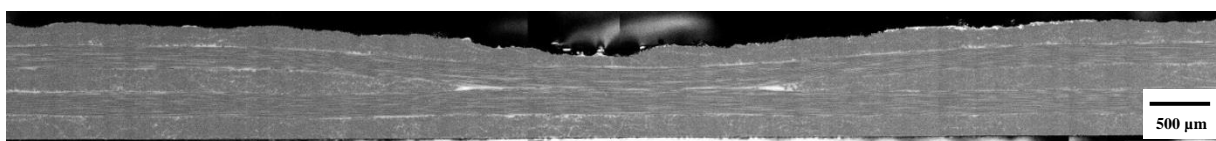
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



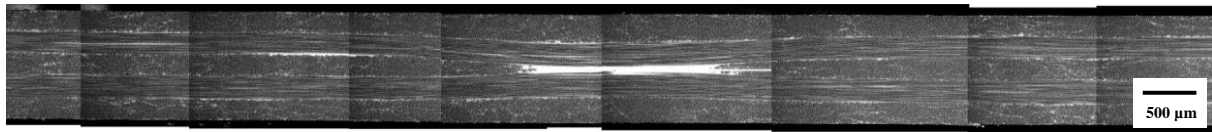
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



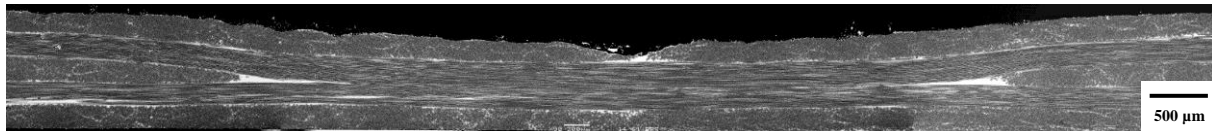
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



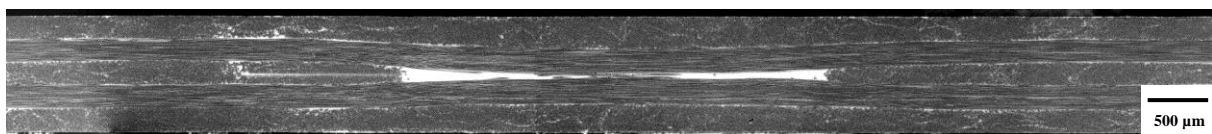
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



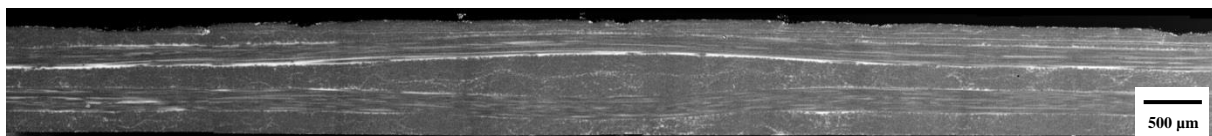
(iv) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



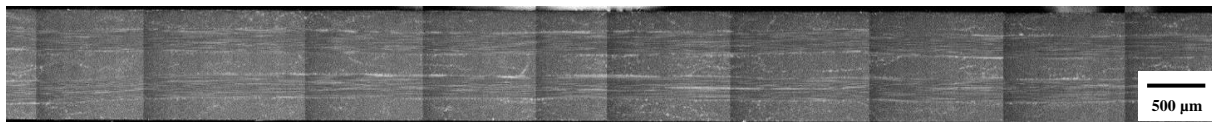
(iv) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(v) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm



(v) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



**Figure III. 16** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un gap de 6.35 mm drapé par AFP ; (v) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP

Les stratifiés de référence, drapés manuellement (Figure III. 16 (i)) et par AFP (Figure III. 16 (ii)), ont une microstructure identique. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave n'a donc pas d'influence lorsque la singularité introduite pendant la phase de drapage correspond aux tolérances imposées par les constructeurs aéronautiques.

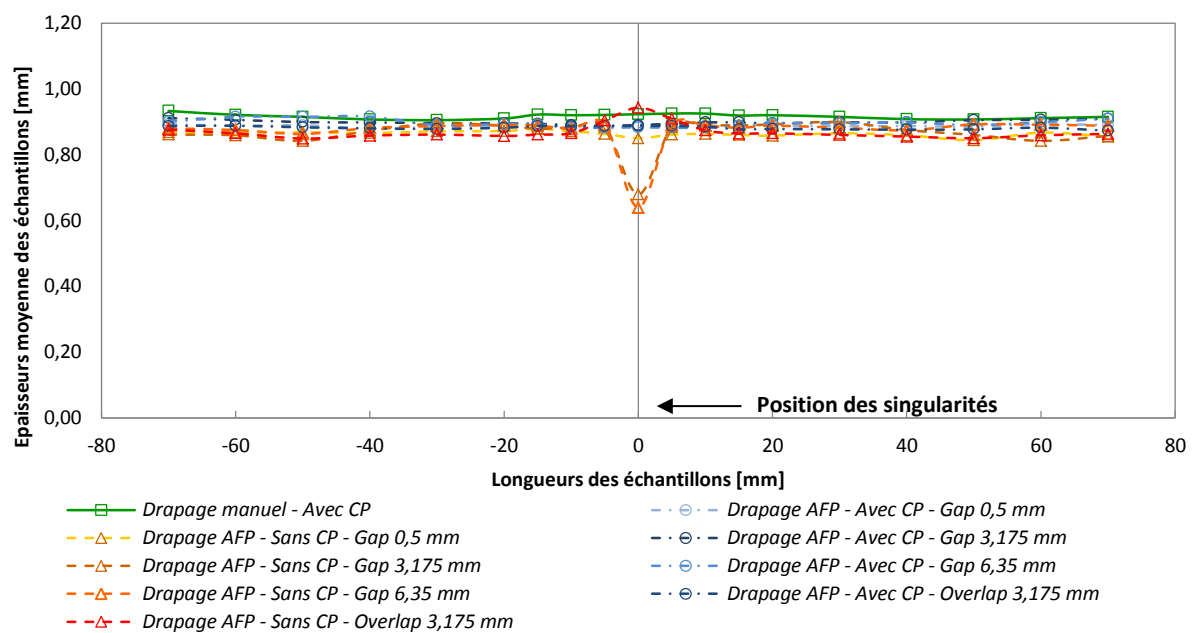
Les stratifiés contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban montrent des microstructures différentes en fonction des conditions de cuisson en autoclave, avec ou sans contre plaque (Figure III. 16 (iii)). En l'absence de contre plaque, le stratifié présente dans la zone de singularité deux zones triangulaires riches en résine ainsi que l'absence des fibres orientées à  $90^\circ$ . Un gonflement local des plis orientés à  $0^\circ$  entourant la zone de singularité apparaît



également. La présence de la contre plaque permet quant à elle de favoriser le mouvement de la matière permettant de combler la lacune entre les rubans par de la résine. La cicatrisation de la singularité n'est cependant pas complète puisqu'une absence de fibres orientées à  $90^\circ$  est constatée (Figure III. 16 (iii)). En effet, les plis adjacents au pli contenant la singularité ne permettent pas un mouvement total de la matière du fait d'une orientation différente. La contre plaque permet cependant, à nouveau, de réduire significativement les variations d'épaisseur contrairement aux stratifiés polymérisés sans contre plaque (Figure III. 17).

Ces remarques sont également valables pour les stratifiés contenant un gap de la largeur d'un ruban (Figure III. 16 (iv)). Cependant, la géométrie des zones riches en résine et appauvries en fibres de carbone sont plus conséquentes. De plus, les variations d'épaisseur sont plus importantes lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque (Figure III. 17). Un défaut de surface est également observé sur le pli supérieur de l'empilement, en contact direct avec la bâche à vide lors de la cuisson en autoclave.

Les stratifiés contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban montrent quant à eux une surépaisseur du pli orientés à  $90^\circ$  au centre des empilements (Figure III. 16 (v)). La présence d'un chevauchement des rubans entraîne ainsi une surépaisseur des stratifiés (Figure III. 17). Néanmoins, la présence d'une contre plaque permet de limiter ce phénomène contrairement au stratifié polymérisé sans contre plaque.

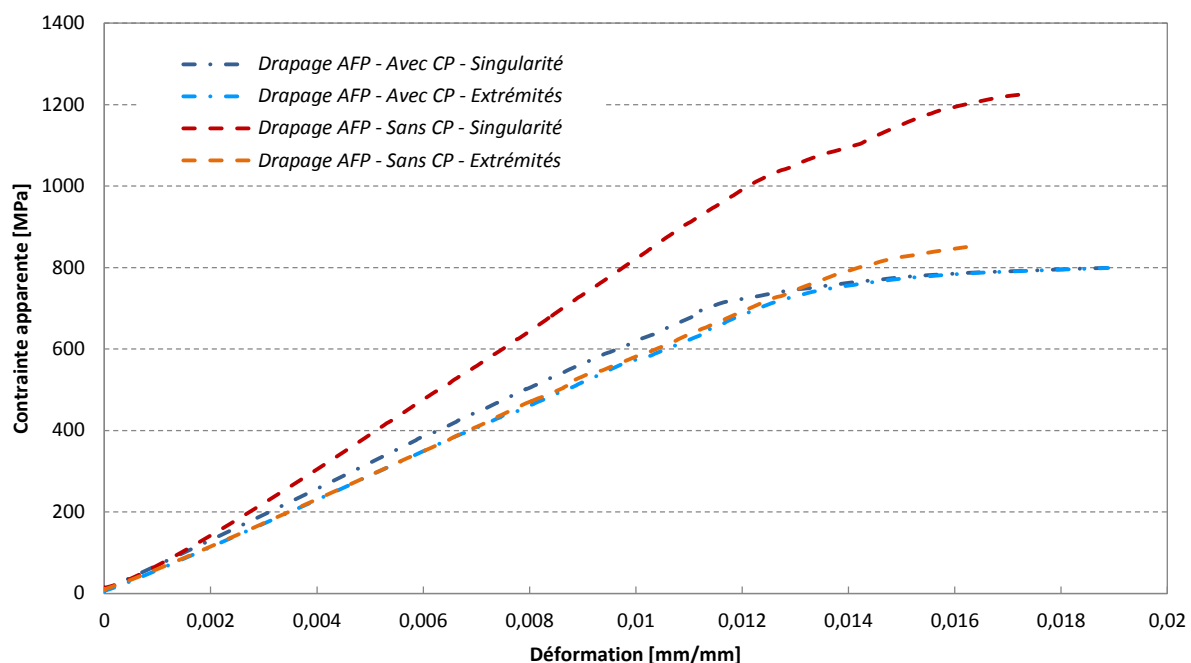


**Figure III. 17** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

L'analyse de la morphologie des stratifiés avec une séquence d'empilement alternée  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$  met en évidence le fait que la présence d'une contre plaque ne comble pas systématiquement les singularités introduites lors de la phase de drapage par le procédé de placement de fibres automatisé. En effet, contrairement à l'empilement « extrême » étudié précédemment, la configuration de cet empilement limite le mouvement possible de la matière entre les plis adjacents du fait de leur orientation différente. La contre plaque permet cependant de cicatriser partiellement les singularités, quelle que soit leur nature (gap ou overlap), en limitant les variations d'épaisseur locale des échantillons.

#### 2.2.4. Résultats des essais mécaniques

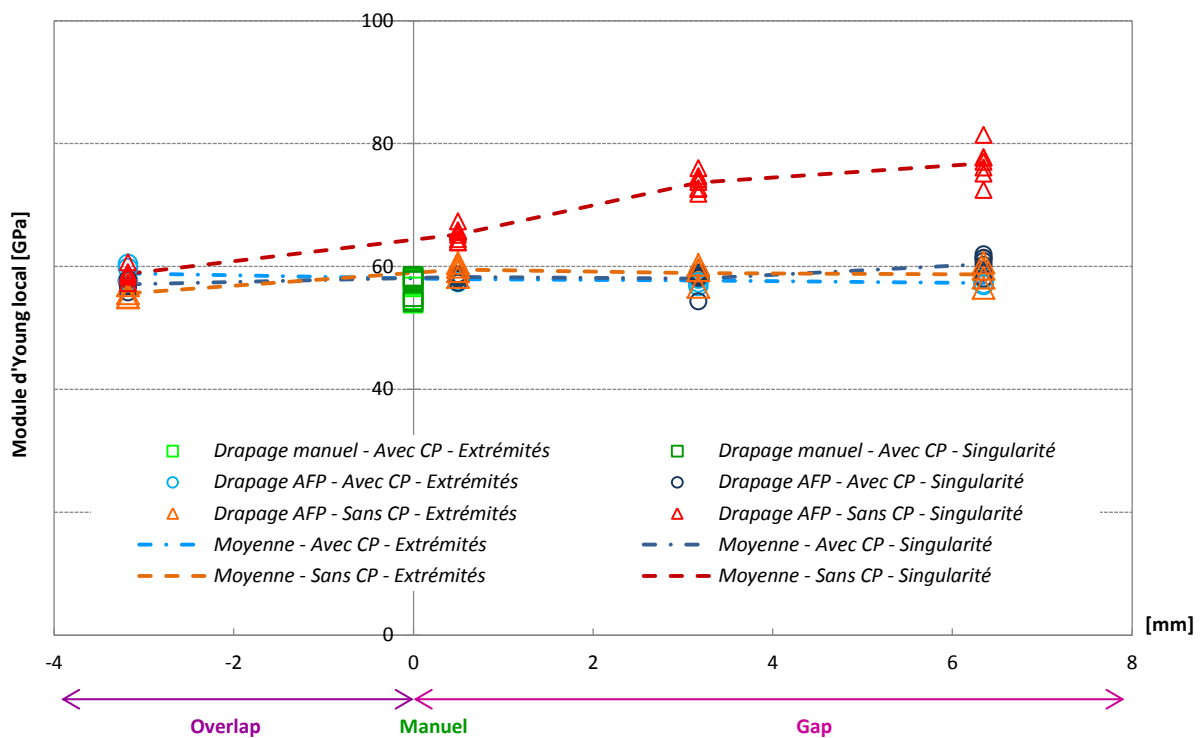
Suite à l'analyse de la morphologie des stratifiés, des sollicitations en traction ont été réalisées sur l'ensemble des stratifiés en respectant les conditions d'essais détaillées dans le Chapitre II. Tout comme les tests réalisés précédemment, les singularités sont localisées au centre des éprouvettes dans le pli central du stratifié perpendiculaire à l'axe de sollicitation (Figure III. 8). La Figure III. 18 illustre les courbes contrainte-déformation moyennes issues des essais de traction pour les échantillons contenant un gap de 6,35 mm polymérisés avec et sans contre plaque. Les déformations et les contraintes ont été mesurées au centre des éprouvettes, dans la zone de singularité, ainsi qu'à leurs extrémités.



**Figure III. 18** - Courbes contrainte-déformation issues de la sollicitation en traction des éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm polymérisées avec et sans contre plaque mesurées aux extrémités des éprouvettes et dans la région de la singularité, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

Ces courbes montrent que le comportement des éprouvettes polymérisées avec une contre plaque est homogène sur leur ensemble. L'absence de contre plaque lors de la polymérisation entraîne une variation du comportement dans la zone d'introduction de la singularité. Cette observation s'explique par la microstructure des échantillons (Figure III. 16 (iv)). En effet, seuls les plis orientés à  $0^\circ$  sont sollicités dans la zone de la singularité au début de l'essai de traction ce qui explique une augmentation locale de la contrainte. Le changement de pente des courbes issues des essais de traction est alors dû au cumul des endommagements quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque.

Les valeurs des modules des différents échantillons testés sont illustrées sur la Figure III. 19. En comparaison avec les valeurs obtenues, le module théorique du stratifié avec cette séquence d'empilement a été estimé à 62,4 GPa d'après les données fournisseur du ruban de préimprégné.



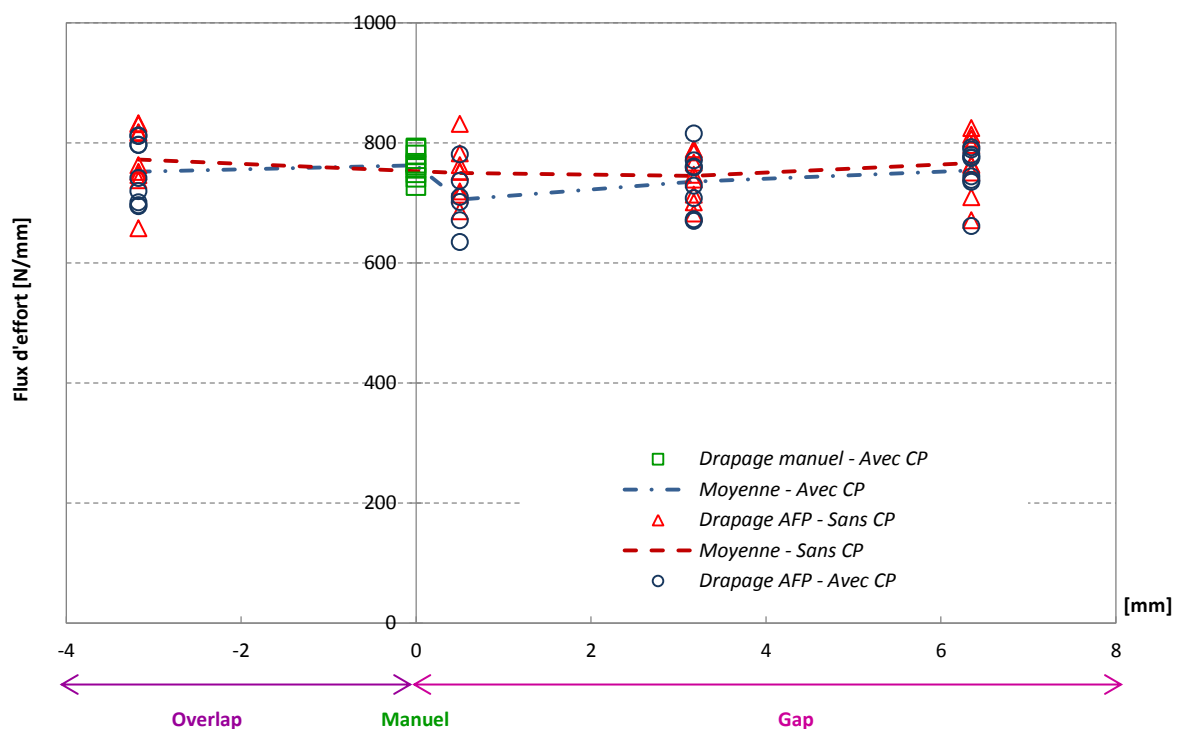
**Figure III. 19** - Variation du module d'élasticité des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ . Ces modules sont mesurés aux extrémités des éprouvettes et dans la zone de singularité.

Les modules déterminés aux extrémités des éprouvettes ne montrent pas de variation significative. En effet, celle-ci est de l'ordre de 6 % maximum quelle que soit la singularité introduite lors de la phase de drapage dans les stratifiés. Tout comme dans l'empilement précédent, la présence des singularités n'a donc pas d'impact sur les propriétés aux extrémités



des éprouvettes. Dans la zone de singularité, une légère variation du module est constatée pour les stratifiés polymérisés avec une contre plaque. Ce phénomène s'explique par une légère fluctuation de l'épaisseur des échantillons et d'une variation locale du taux de fibres dans les plis orientés à  $0^\circ$ . Cette observation est d'autant plus valable pour les échantillons polymérisés sans contre plaque. En effet, l'évolution de la taille des gaps, entraîne une augmentation très locale des propriétés du fait d'un changement important de la morphologie des stratifiés (Figure III. 16).

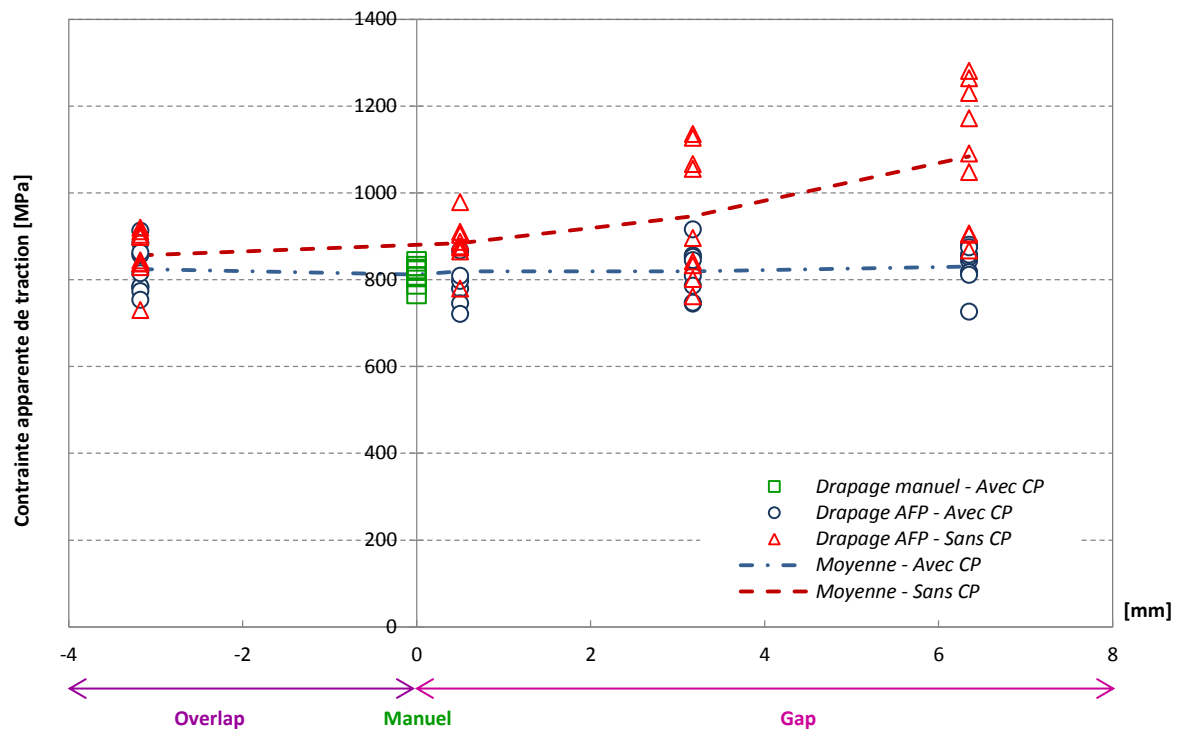
Les flux d'effort mesurés pour chacun des échantillons étudiés sont illustrés sur la Figure III. 20. Ces résultats montrent qu'il n'y a pas d'influence significative des singularités quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque. En effet, la variation de l'épaisseur des échantillons n'affecte pas la capacité du matériau à transférer les efforts dans les plis orientés à  $0^\circ$ . A l'échelle de l'éprouvette, il n'y a donc pas la présence de concentration de contrainte dans les zones de singularité.



**Figure III. 20** - Variation du flux d'effort des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ .

La Figure III. 21 illustre les contraintes apparentes déterminées dans les zones de rupture des éprouvettes pour les différents stratifiés étudiés. Tout comme les essais précédents, les éprouvettes polymérisées avec une contre plaque, et quelle que soit la singularité étudiée, ont

rompu de façon aléatoire le long des éprouvettes. Une variation maximale des propriétés en traction de 5 % a été mesurée entre la plaque de référence drapée par AFP et la plaque contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban. Dans le cas d'une cuisson sans contre plaque, les ruptures des éprouvettes se sont produites à proximité des singularités à l'exception de la plaque de référence drapée par AFP. Les valeurs des contraintes apparentes à la rupture ont ainsi tendance à croître lorsque l'épaisseur des échantillons diminue du fait d'une augmentation locale du volume de fibres. La présence d'un overlap n'entraîne quant à lui pas de variation des propriétés.



**Figure III. 21** - Variation de la contrainte à la rupture apparente des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

### 2.2.5. Bilan

Les résultats des essais de traction réalisés sur les stratifiés avec une séquence d'empilement alterné de configuration  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ , dans lesquels les singularités ont été introduites pendant la phase de drapage, mettent en évidence l'importance de la contre plaque. Tout comme l'empilement « extrême » étudié précédemment, la présence d'une contre plaque permet le mouvement de la matière lors de la cuisson en autoclave entraînant une diminution de la taille des singularités. Cependant, dans le cas de cette configuration de stratifié, l'orientation différente des plis autour des singularités n'autorise pas un mouvement suffisant de la matière afin de permettre une cicatrisation complète. L'espace riche en résine créé par la

présence d'un gap ne peut ainsi être totalement comblé ou à l'inverse, l'homogénéisation de la matière ne peut être complète lors de la présence d'un overlap. Les propriétés mécaniques en traction ne sont cependant pas influencées par la présence de ces singularités du fait d'une faible variation globale de l'épaisseur des échantillons. Dans le cas d'une cuisson sans contre plaque, les singularités introduites au centre des éprouvettes favorisent quant à elles l'apparition d'une variation importante de l'épaisseur des échantillons ainsi qu'une variation locale de la fraction volumique des plis à 0°. Les propriétés finales en traction sont donc influencées par la présence des singularités, principalement lors de l'introduction d'un espacement entre les rubans (singularité gap).

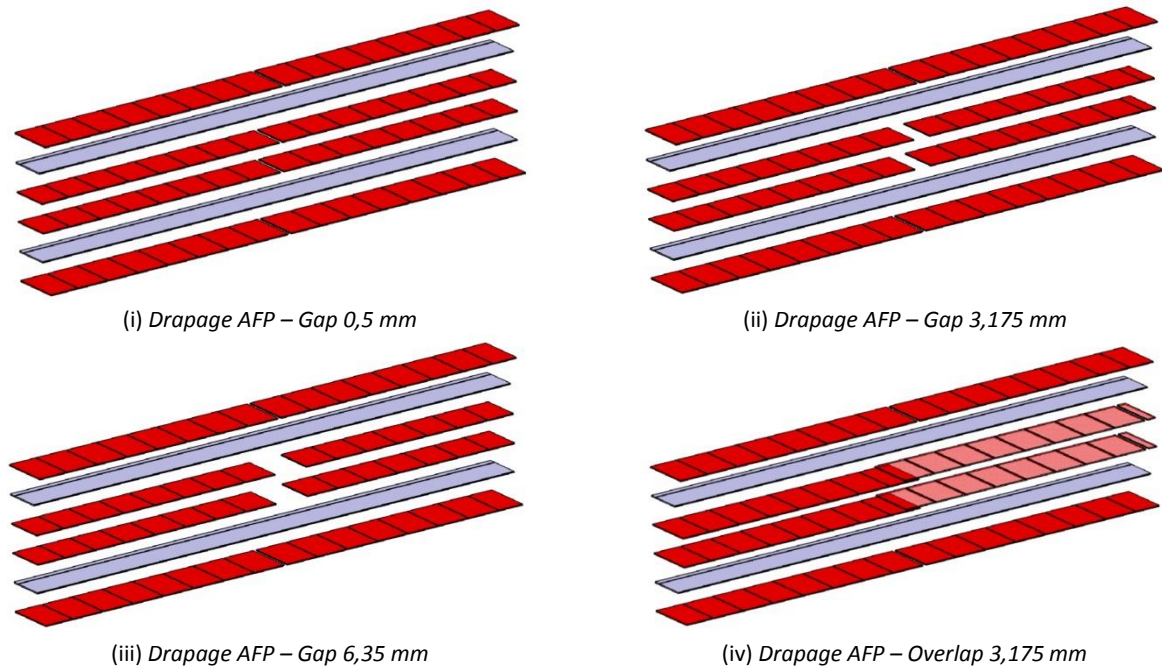
L'étude d'un empilement « extrême » et d'un empilement alterné montre des microstructures et des propriétés en traction différentes en fonction de la nature et de la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage. La cuisson en autoclave permet ainsi la cicatrisation des singularités superposées les unes sur les autres lorsqu'elles sont introduites dans cinq plis de même orientation contrairement à l'insertion des singularités entre deux plis d'orientation différente où la cicatrisation n'est que partielle. L'introduction de singularités superposées dans deux plis de même orientation est-elle ainsi suffisante pour permettre une cicatrisation complète des gaps et overlaps ? Pour répondre à cette question, une autre configuration de stratifié, avec un empilement symétrique, a été étudiée dans la suite de ces travaux. Pour cette étude, seule l'observation de la santé-matière et de la morphologie des stratifiés a été réalisée.

## 2.3. Séquence d'empilement $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$

### 2.3.1. Description de l'empilement

La troisième configuration de stratifié drapé est réalisée à partir de plis alternés, orientés à 0° et 90°, excepté au centre de l'échantillon, où deux plis orientés à 90° ont été introduits afin de respecter les conditions de symétrie dans l'empilement. Les singularités ont été placées dans les deux plis centraux orientés à 90° et superposées les unes sur les autres (Figure III. 22). Dans le cas de cet empilement, aucune plaque drapée manuellement n'a été réalisée.

Pour ces stratifiés, les dimensions des plaques sont limitées car seule l'analyse de la microstructure est réalisée. Les plaques drapées par le procédé de placement de fibres automatisé mesurent donc 200 mm par 200 mm. Les échantillons observés au microscope électronique à balayage peuvent être ainsi prélevés au centre afin de ne pas être perturbés par les effets de bord éventuels liés au drapage ou à la mise en œuvre en autoclave.



**Figure III. 22** - Représentation schématisée des singularités présentes dans l'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

### 2.3.2. Analyse santé-matière

Après la cuisson en autoclave, réalisée dans les conditions de mise en œuvre données par le fournisseur de la matière préimprégnée et décrites dans le Chapitre II, avec et sans contre plaque, l'analyse santé-matière des stratifiés a été effectuée. Les observations montrent des résultats similaires à l'empilement alterné tel qu'étudié précédemment. Les conclusions étant identiques, les résultats ne seront pas présentés dans ce manuscrit.

### 2.3.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

Suite à l'analyse santé-matière des stratifiés, une analyse au microscope électronique à balayage a été réalisée. La Figure III. 23 illustre les micrographies issues des différents stratifiés avec une séquence d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ . Les clichés MEB ont été réalisés perpendiculairement aux singularités introduites lors de la phase de drapage, comme illustré sur la Figure III. 5. L'observation de ces clichés met en avant l'absence de macro ou micro porosités dans l'ensemble des échantillons malgré la présence des défauts gap et overlap.

Les différentes conditions de mise en œuvre, avec ou sans la présence de contre plaque lors de la cuisson en autoclave (Figure III. 23 (i)), imposées aux stratifiés de référence drapés par AFP

n'entraînent pas de variation locale significative de leur microstructures. En effet, l'organisation de la matière (fibres/matrice) est identique et l'épaisseur des échantillons est similaire (Figure III. 24). Les gaps de 0,5 mm introduits lors de la phase de drapage ne sont également plus visibles.

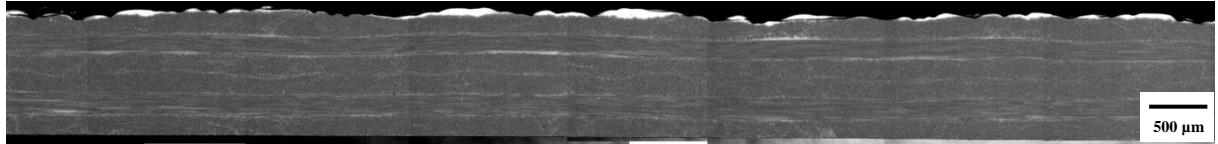
Les stratifiés contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban, soit 3,175 mm, montrent quant à eux des disparités au niveau de leurs microstructures en fonction des conditions de mise en œuvre (Figure III. 23 (ii)). En effet, pour le stratifié polymérisé sans contre plaque, une zone riche en résine et appauvrie en fibres de carbone, dans les plis orientés à  $90^\circ$ , est observée au centre des échantillons au niveau de la zone d'introduction de la singularité. Un gonflement local des plis à  $0^\circ$  adjacents à la zone riche en matrice ainsi qu'une variation de l'épaisseur des échantillons sont également constatés (Figure III. 24). Lorsque la cuisson en autoclave est réalisée avec une contre plaque, le gap n'est plus visible. Le mouvement de la matière dans les plis orientés à  $90^\circ$  lors de la polymérisation, aidé par la présence de cette contre plaque, a ainsi permis la cicatrisation totale de la singularité. L'épaisseur finale de cet échantillon est plus homogène dans l'ensemble du stratifié (Figure III. 24).

Les stratifiés contenant un gap de 6,35 mm sont illustrés sur la Figure III. 23 (iii). L'absence de contre plaque lors de la cuisson de cette configuration de stratifié avec cette géométrie de gap entraîne l'apparition de deux zones triangulaires riches en résine ainsi que la disparition totale des fibres de carbone orientées à  $90^\circ$  au centre des échantillons. Le gonflement des plis adjacents orientés à  $0^\circ$  favorise également une variation locale de la fraction volumique de fibres. De plus, une forte variation de l'épaisseur des échantillons est observée (Figure III. 24). La présence d'une contre plaque entraîne le comblement de la singularité grâce à une répartition plus homogène de la pression lors de la mise en œuvre. Cependant celle-ci n'est pas complète. En effet, une zone riche en résine est observée au centre des échantillons. La présence de deux plis orientés à  $90^\circ$  ne permet pas de cicatrifier une singularité de si grande dimension contrairement à celle étudiée précédemment.

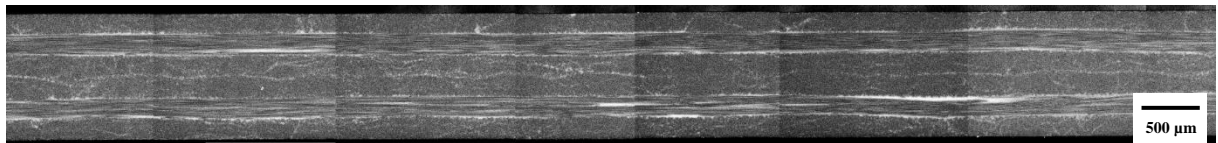
Dans le cas des stratifiés contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban, une désorganisation des plis orientés à  $90^\circ$  du fait de la présence d'une zone riche en fibres est observée au centre des échantillons (Figure III. 23 (iv)). La présence d'un chevauchement des rubans entraîne ainsi une surépaisseur des stratifiés dans la zone d'introduction de la singularité

(Figure III. 24). Cependant, la présence d'une contre plaque permet de limiter ce phénomène contrairement au stratifié polymérisé sans contre plaque.

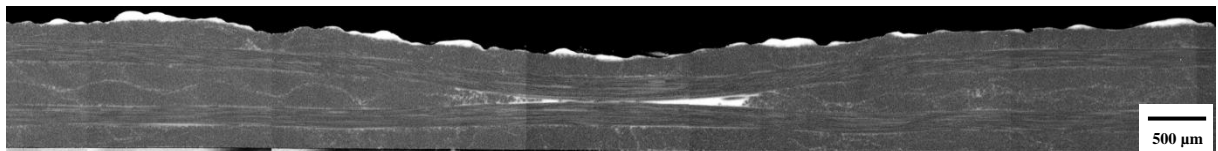
(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



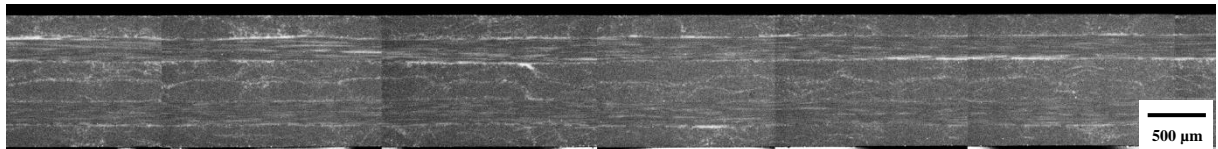
(i) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



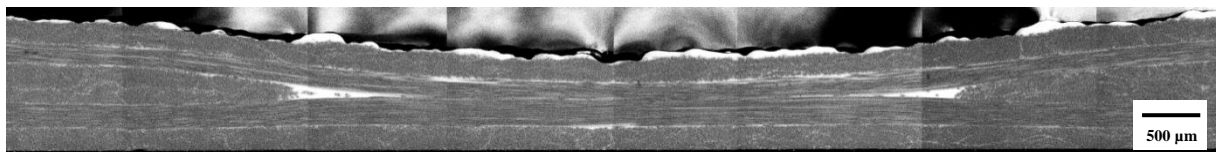
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



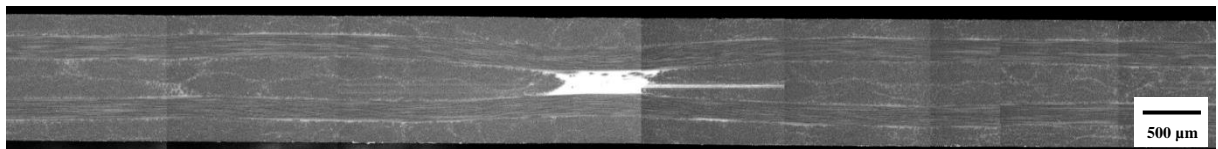
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



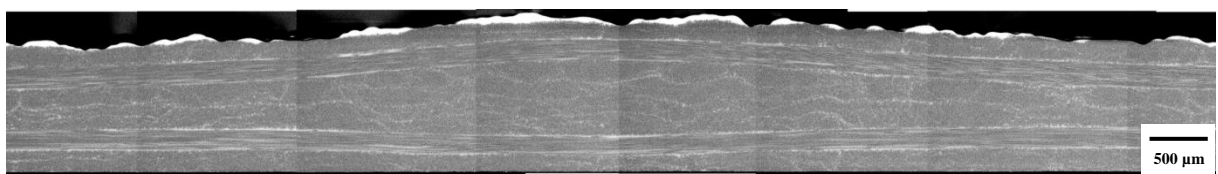
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



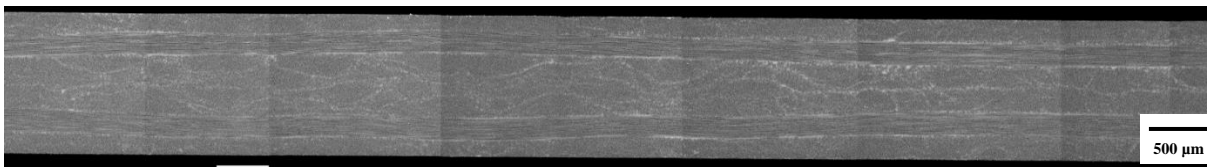
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(iv) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm

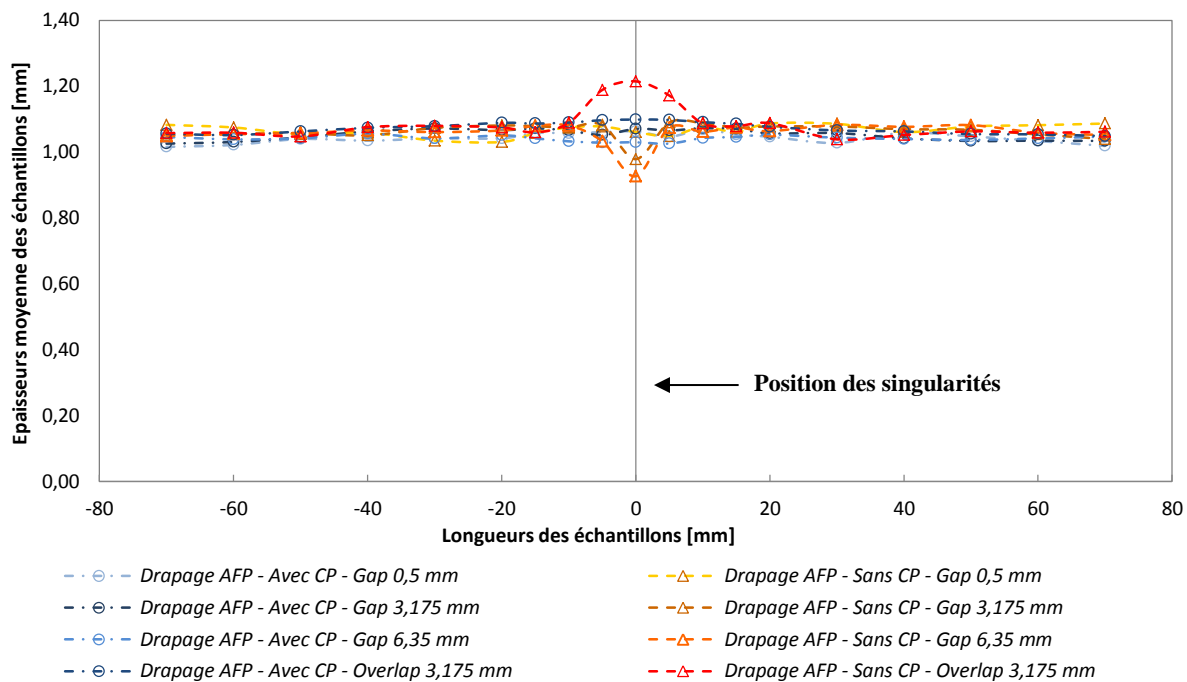


(iv) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



**Figure III. 23** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$ :

(i) Stratifié de référence drapé par AFP ; (ii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP



**Figure III. 24** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$

L'analyse des microstructures des stratifiés avec une séquence d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$ , dans lesquels les singularités ont été introduites dans les deux plis centraux orientés à  $90^\circ$ , a permis de mettre en évidence que la présence d'une contre plaque ne favorise pas la cicatrisation complète des singularités lorsque celles-ci sont de géométrie importante, comme par exemple un gap de la largeur d'un ruban soit 6,35 mm. Cependant, dans le cas de la présence d'une singularité de plus petite dimension, tel que le gap de largeur 3,175 mm, la cicatrisation du stratifié est complète. Le mouvement de la matière comble ainsi l'absence de fibre au centre de l'échantillon. La présence d'une contre plaque permet également de diminuer les variations d'épaisseur des échantillons contrairement aux stratifiés

polymérisés sans contre plaque dans lesquels les singularités ont un fort impact sur l'organisation de la microstructure.

Pour aller plus loin dans l'étude sur l'influence des singularités sur les propriétés mécaniques, la suite de ce chapitre présente les résultats issus de la sollicitation en compression de stratifié carbone/époxy contenant des gaps et overlaps.

### **III.3 Influence des singularités sollicitées en compression**

Les essais de compression ont été réalisés sur une seule configuration d'empilement composée de plis orientés à 0° et 90° en vue d'obtenir des stratifiés symétriques et équilibrés ou non. L'épaisseur globale des échantillons doit être suffisamment importante pour respecter les conditions d'essais et éviter le flambage prématuré des éprouvettes testées. Tout comme les essais de traction précédemment réalisés, les singularités ont été systématiquement introduites au centre des stratifiés dans les plis orientés à 90° afin d'accentuer leur impact sur les propriétés mécaniques. Les modes de ruptures en compression sont ainsi très sensibles à la fraction volumique locale de fibres ainsi qu'aux propriétés de la matrice [1].

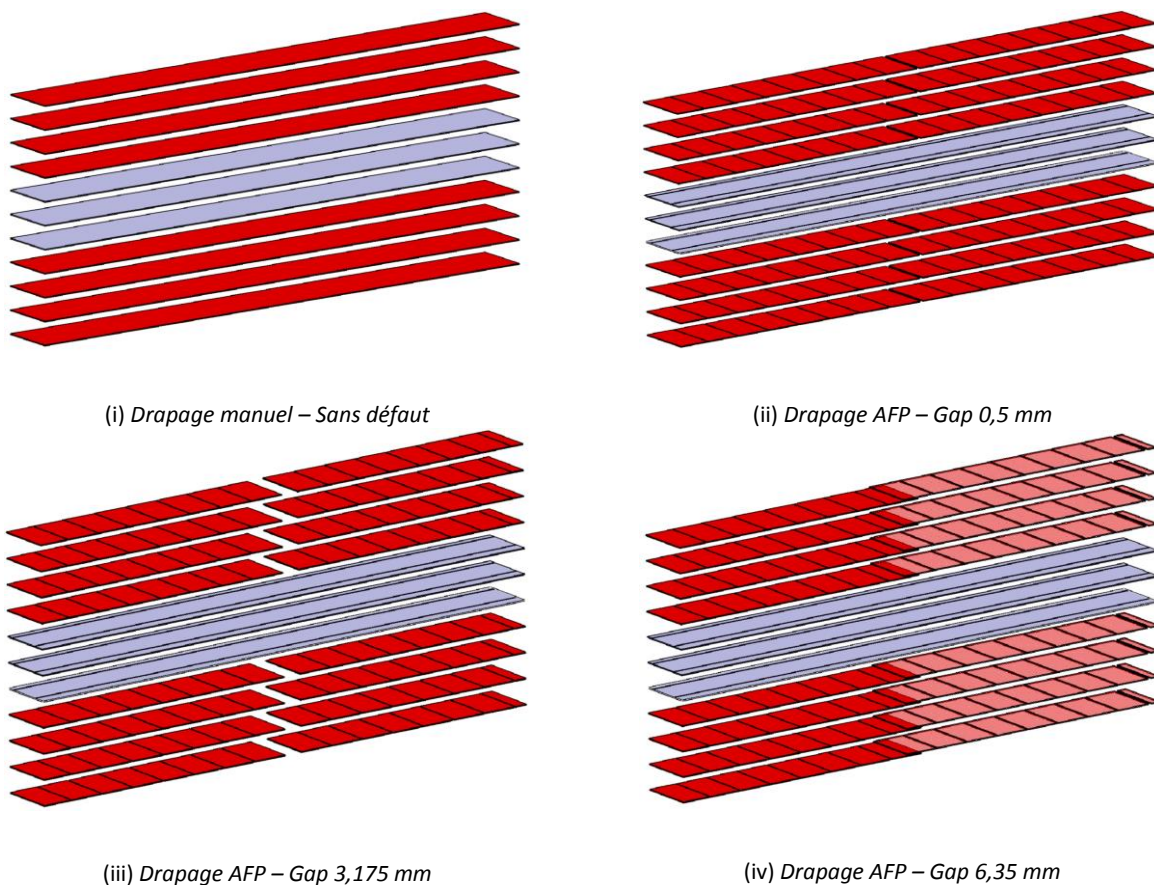
#### **3.1. Description de l'empilement**

La séquence d'empilement étudiée pour les essais de compression est constituée de 4 plis orientés à 90° contenant des singularités, 3 plis orientés à 0° sans singularité et enfin 4 plis orientés à nouveau à 90° avec également des singularités. Les stratifiés analysés ont donc une configuration finale telle que  $[90^{\circ}_4/0^{\circ}_3/90^{\circ}_4]$  (Figure III. 25). Les singularités ont ainsi été introduites de manière à ce qu'elles soient superposées les unes par rapport aux autres au centre des échantillons. Seule la singularité gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) n'a pas été étudiée du fait de la géométrie des éprouvettes de compression. Tout comme l'empilement « extrême » sollicité en traction, cette configuration de stratifié n'est pas représentative de la réalité. Elle permet cependant d'analyser une situation critique liée à la présence de gap et overlap. Une plaque de référence drapée manuellement a également été réalisée afin de comparer les microstructures et propriétés obtenues lors des essais.

Les quatre configurations de stratifiés, drapés manuellement ou drapés par placement de fibres automatisé, respectent les conditions de mise en œuvre décrites dans le chapitre précédent. La plaque de référence drapée manuellement a pour dimensions 300 mm par 300 mm (largeur



initiale des nappes unidirectionnelles) afin d'éviter la création de défauts pouvant être favorisée lors de la découpe de la nappe unidirectionnelle. Les plaques drapées par AFP ont quant à elles pour dimensions une longueur de 900 mm (correspondant au sens des plis orientés à  $90^\circ$ ) et une largeur de 400 mm (correspondant au sens des plis orientés à  $0^\circ$ ). Tout comme l'empilement étudié précédemment, les dimensions de ces plaques sont suffisamment importantes pour permettre la découpe des contours afin de supprimer les effets de bords pouvant être engendrés lors de leur fabrication.

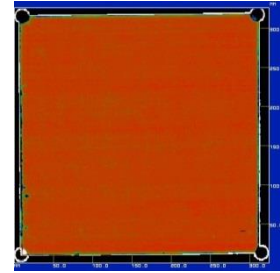
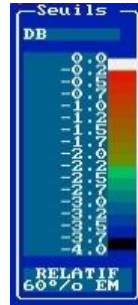


**Figure III. 25** - Représentation schématique des singularités présentes dans l'empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

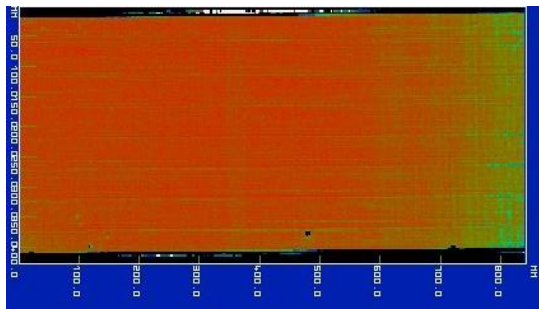
### 3.2. Analyse santé-matière

Après la cuisson en autoclave des stratifiés précédemment décrits, une étude santé-matière a été réalisée par analyse par ultrasons. Ces analyses des différentes singularités pour les deux conditions de cuisson en autoclave (avec et sans contre plaque) sont illustrées sur la Figure III. 26. Les zones de couleur noire autour des stratifiés correspondent au réflecteur positionné sous les plaques lors du passage du transducteur. Elles ne sont donc pas à prendre en compte pour

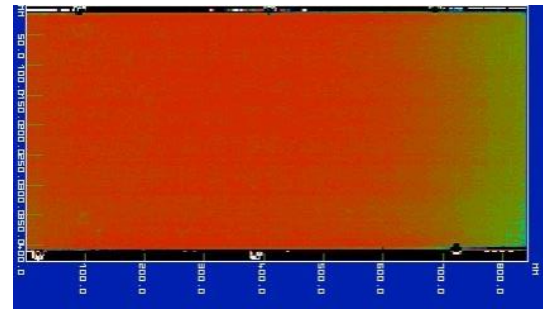
l'analyse des résultats. Un léger défaut de planéité lors du positionnement des plaques est également observé. Il correspond à la zone de couleur verte sur la partie droite des stratifiés.



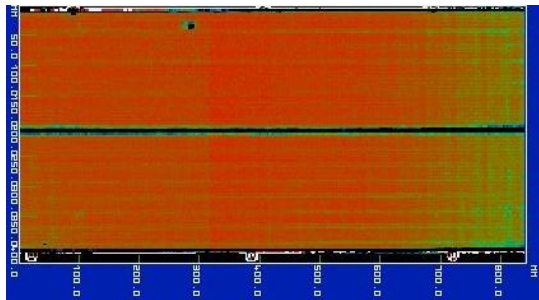
(i) Drapage manuel - Avec CP



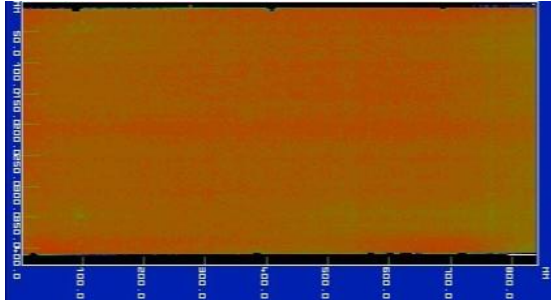
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



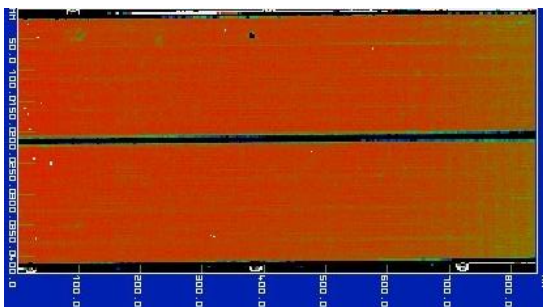
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



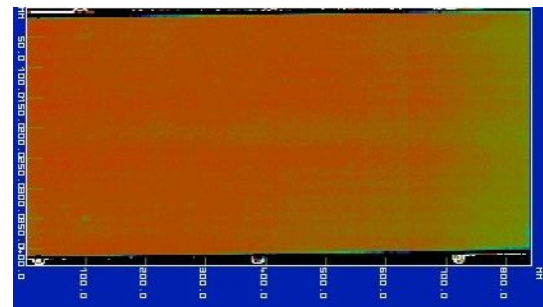
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



(iv) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm



(iv) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm

**Figure III. 26** - Cartographies des stratifiés issues des analyses par ultrasons, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ :

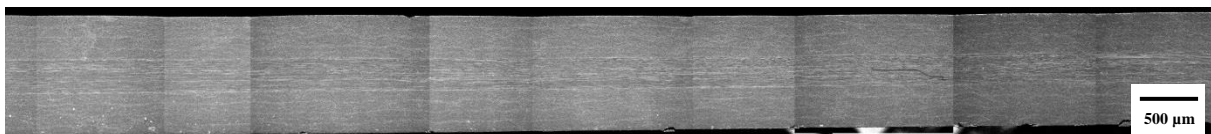
(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm

L'étude des cartographies permet de mettre en évidence l'absence de macroporosité dans l'ensemble des stratifiés. Les singularités introduites lors de la phase de drapage sont visibles au centre des stratifiés, dans le cas du gap et de l'overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (Figure III. 26 (iii – iv)), lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque. L'atténuation des ondes ultrasonores observée traduit donc une forte variation de l'épaisseur des stratifiés dans les zones de singularité. De plus, la trame de drapage, c'est-à-dire l'orientation des rubans ainsi que les espaces inter-bandes imposés lors de la mise en œuvre par le procédé de placement de fibres automatisé sont visibles sur les cartographies. Lorsque la cuisson en autoclave est réalisée avec une contre plaque, les présences des singularités ne sont pas perceptibles.

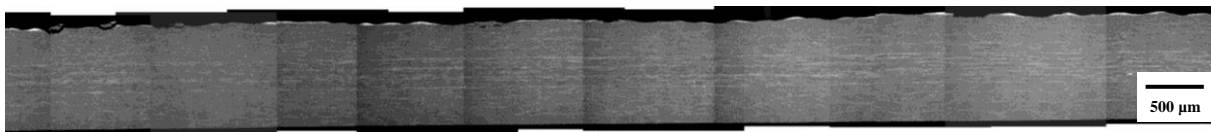
### 3.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

Les observations de la morphologie des singularités ont été effectuées sur l'empilement « extrême » dans lequel les singularités ont été introduites dans les plis « extérieurs » à l'empilement. Les clichés issus de l'analyse MEB, illustrés sur la Figure III. 27, ont été réalisés en respectant l'orientation des échantillons décrite sur la Figure III. 5. Tout comme les empilements précédents observés, l'analyse de l'ensemble des micrographies montre l'absence de macroporosité ainsi que la présence de quelques rares microporosités.

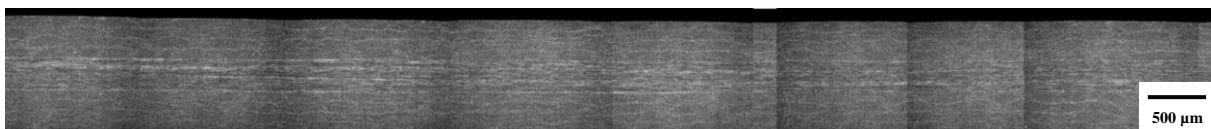
(i) Drapage manuel – Avec CP



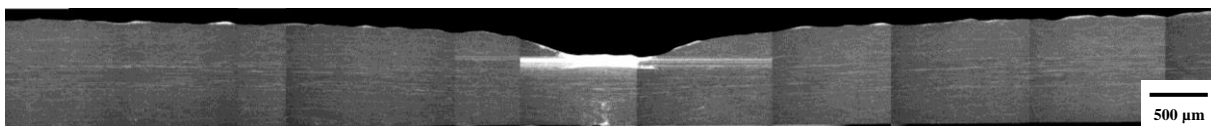
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm

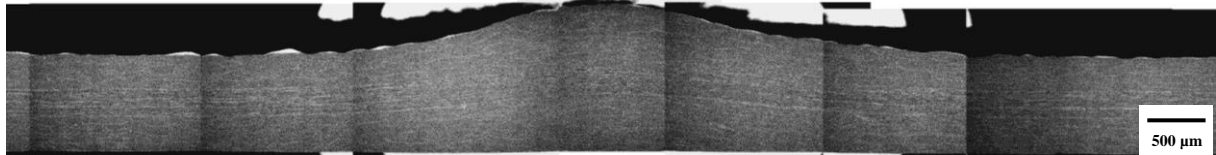
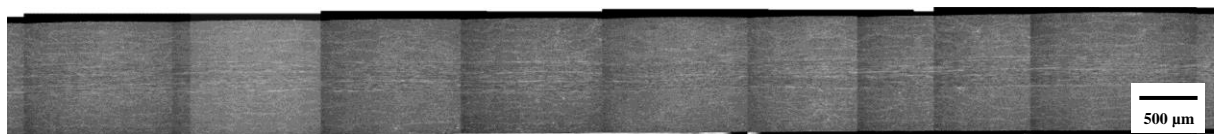


(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



(iii) *Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm*(v) *Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm*(v) *Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm***Figure III. 27** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ :

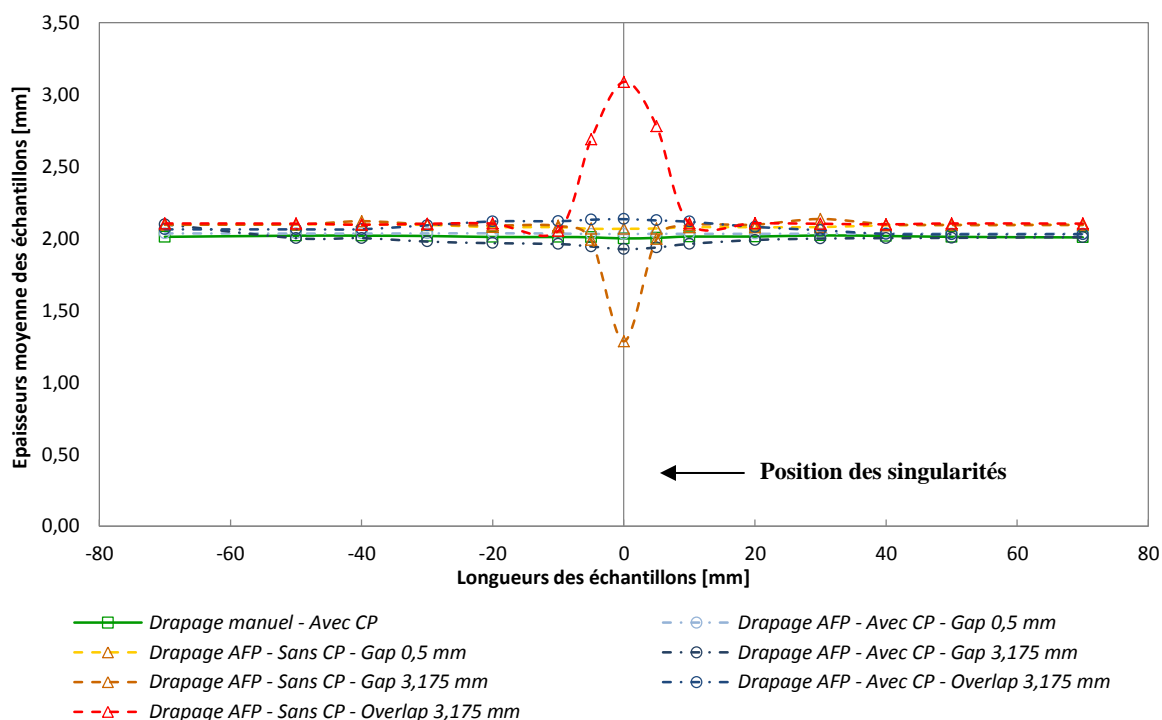
(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP

Les microstructures des échantillons de référence, drapés manuellement (Figure III. 27(i)) et drapés par AFP (Figure III. 27(ii)) sont identiques. La présence de la singularité gap de largeur 0,5 mm n'est pas visible quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque.

Dans le cas du stratifié contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban, polymérisé sans contre plaque (Figure III. 27(ii)), deux zones riches en résine sont visibles dans les plis orientés à  $90^\circ$  dans lesquels les singularités ont été introduites. Les singularités localisées dans les quatre plis inférieurs du stratifié ont cependant été partiellement cicatrisées lors de la phase de polymérisation grâce au mouvement de la matière. Celles qui ont été introduites dans les quatre plis supérieurs du stratifié n'ont quant à elles pas été comblées. En effet, la présence de la bâche à vide directement en contact avec le stratifié a tendance à pousser la matière vers l'extérieur des échantillons. L'absence de fibres de carbone orientées à  $90^\circ$  est ainsi observée. Une forte variation d'épaisseur de l'échantillon est également constatée (Figure III. 28) ainsi qu'un gonflement important des plis centraux orientés à  $0^\circ$ . La présence d'une contre plaque sur le stratifié contenant le gap de 3,175 mm a permis de combler complètement les singularités introduites sur la face en contact avec le moule mais également sur la face en contact avec la contre plaque du fait d'une répartition de la pression lors de la cuisson (Figure

III. 27 (ii)). Seule une légère variation de l'épaisseur au centre de l'échantillon est constatée (Figure III. 28).

Dans le cas des stratifiés contenant un overlap de 3,175 mm, un changement local de l'épaisseur de l'ensemble des plis à 90° est constaté ainsi qu'une évolution du taux volumique local de fibres (Figure III. 27 (iv)). Ce phénomène est limité dans le cas du stratifié polymérisé avec une contre plaque du fait du mouvement de la matière lors du cycle de cuisson en autoclave. Lorsque la polymérisation est réalisée sans contre plaque, une forte surépaisseur des plis est visible en surface du stratifié (Figure III. 28).



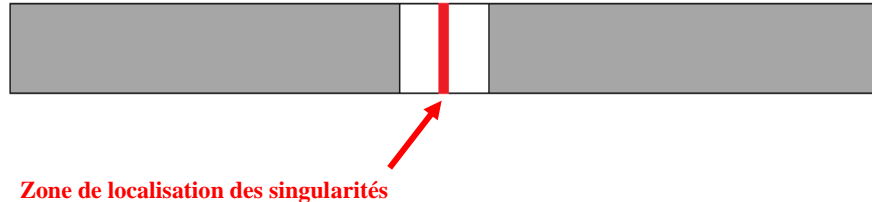
**Figure III. 28** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

Le bilan de l'étude des microstructures du stratifié de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ , avec la superposition des singularités dans des plis de même orientation montre que la présence de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave cicatrise les gaps et overlaps introduits lors de la phase de drapage. La contre plaque permet ainsi d'homogénéiser le mouvement de la matière avec l'application d'une pression répartie. La bache à vide entraîne quant à elle un mouvement de la matière vers les extrémités des échantillons provoquant des disparités dans leur microstructure ainsi qu'une variation significative de leur épaisseur. Cette variation locale va ainsi entraîner un état de contraintes complexes lors des essais de compression.



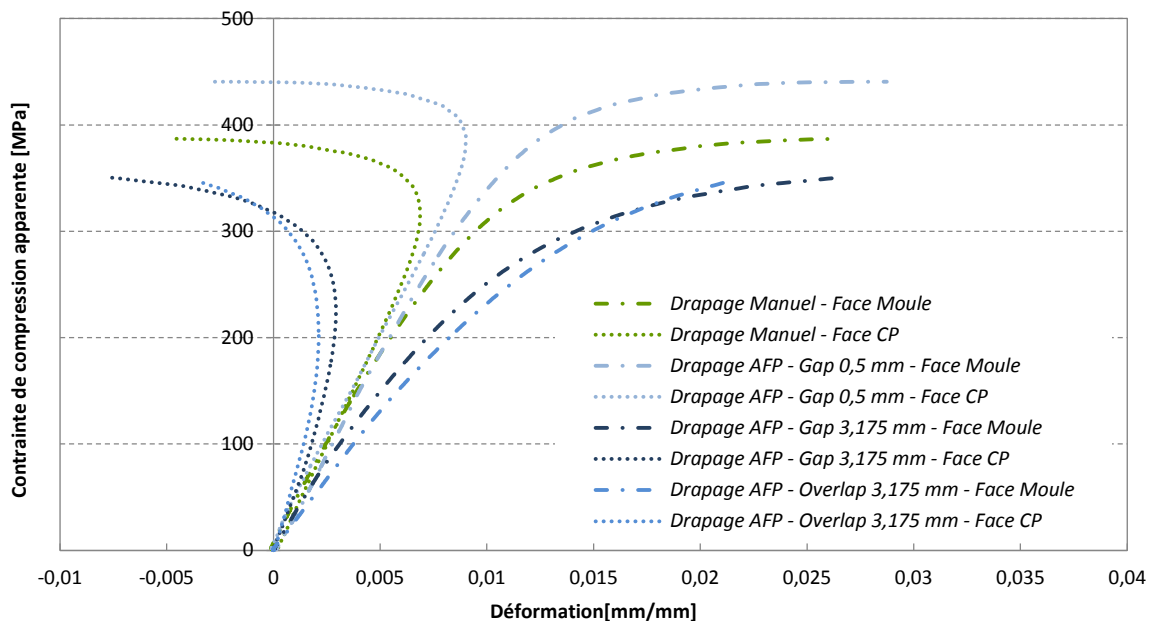
### 3.4. Résultats des essais mécaniques

Suite à l'analyse de la morphologie des stratifiés, des sollicitations en compression ont été réalisées sur l'ensemble des stratifiés en respectant les conditions d'essais détaillées dans le Chapitre II de ce manuscrit. Les éprouvettes ont été découpées de manière à ce que les singularités soient localisées au centre des échantillons comme illustré sur la Figure III. 29.



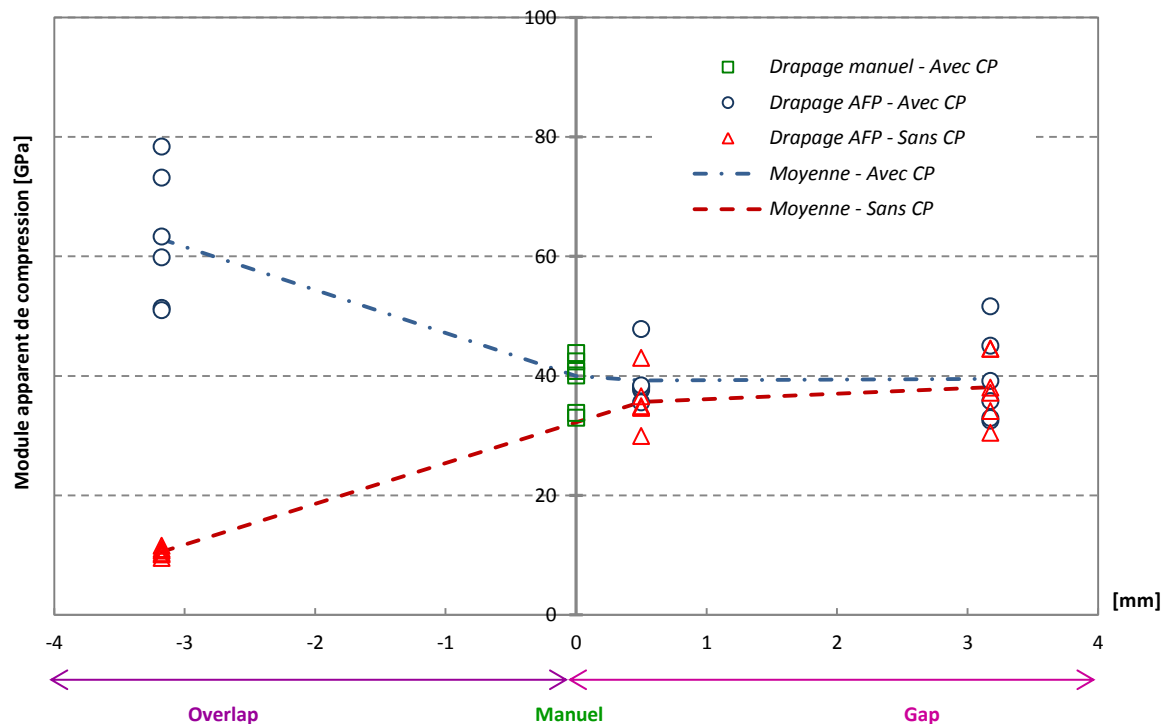
**Figure III. 29** - Schématisation des éprouvettes réalisées pour les essais de compression

Les courbes issues des essais de compression sont illustrées sur la Figure III. 30. Celles-ci montrent l'évolution de la contrainte de compression en fonction de la déformation pour chaque face des éprouvettes dans le cas du stratifié de référence drapé manuellement et drapé par AFP (gap de 0,5 mm), du stratifié contenant un gap de 3,175 mm et enfin du stratifié contenant un overlap de 3,175 mm polymérisés avec une contre plaque. La déformation des éprouvettes a été mesurée grâce à des jauges positionnées sur la surface des échantillons et la contrainte de compression a, quant à elle, été déterminée à partir de l'Equation II.3.



**Figure III. 30** - Courbes contrainte-déformation issues de la sollicitation en compression, en fonction des singularités étudiées, mesurées sur la surface utile des éprouvettes polymérisées avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

La variation locale du module de compression mesurée uniquement sur la surface des éprouvettes en contact avec le moule lors de la cuisson en autoclave (la surface opposée étant en contact avec la contre plaque ou la bâche à vide lors de l'absence de contre plaque) est illustrée sur la Figure III. 31. Le module d'élasticité en compression a été déterminé à partir de l'Equation II.4. La valeur théorique estimée du module pour cet empilement est de 45,7 GPa.

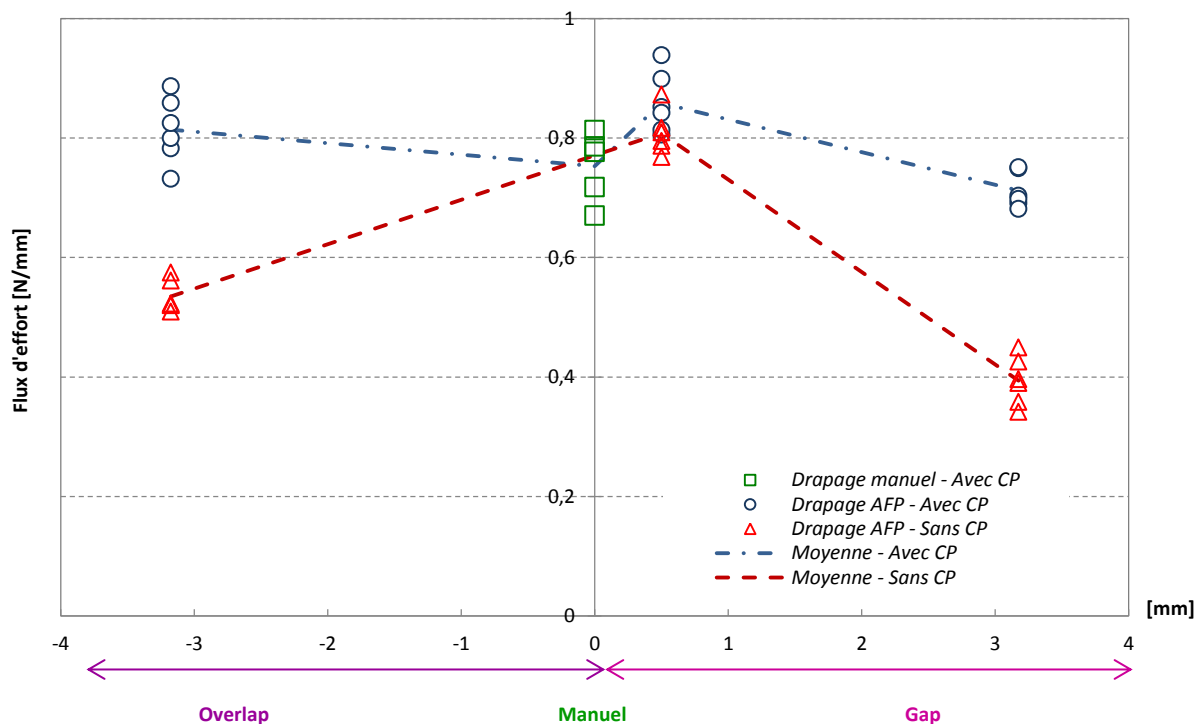


**Figure III. 31** - Variation du module de compression des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ . Ces modules sont uniquement mesurés dans la zone de singularité.

Les propriétés des stratifiés de référence drapés manuellement et drapés par AFP (gap de 0.5 mm) sont identiques quelle que soit la cuisson réalisée, sans ou avec contre plaque. La présence de cette dernière lors de la phase de polymérisation permet une cicatrisation, grâce au mouvement de la matière, des singularités introduites pendant la phase de drapage. Le module de compression est donc très peu affecté par la présence d'un gap de la largeur d'un demi-ruban. Cependant, la présence d'un overlap cause une forte augmentation du module du fait du flambement très rapide des éprouvettes lors des essais (Figure III. 31). L'absence d'une contre plaque, entraîne quant à elle, une forte variation du module du fait de la variation locale de la section sur une faible longueur utile des éprouvettes. La fraction volumique de résine dans les plis à  $0^\circ$  adjacents aux plis contenant les singularités a également tendance à augmenter dans le cas de la présence d'un gap de 3.175 mm provoquant une légère augmentation locale du

module de compression, contrairement au taux volumique de fibres local qui s'accroît dans le cas de la présence d'un overlap de 3.175 mm entraînant une diminution significative du module de compression.

La Figure III. 32 illustre les flux d'efforts déterminés lors des essais de compression dans l'ensemble des échantillons testés. Les propriétés des stratifiés contenant un gap de 0.5 mm sont identiques quelle que soit la cuisson réalisée, avec et sans contre plaque. Ces résultats sont également supérieurs aux flux d'efforts mesurés pour la plaque de référence drapée manuellement.

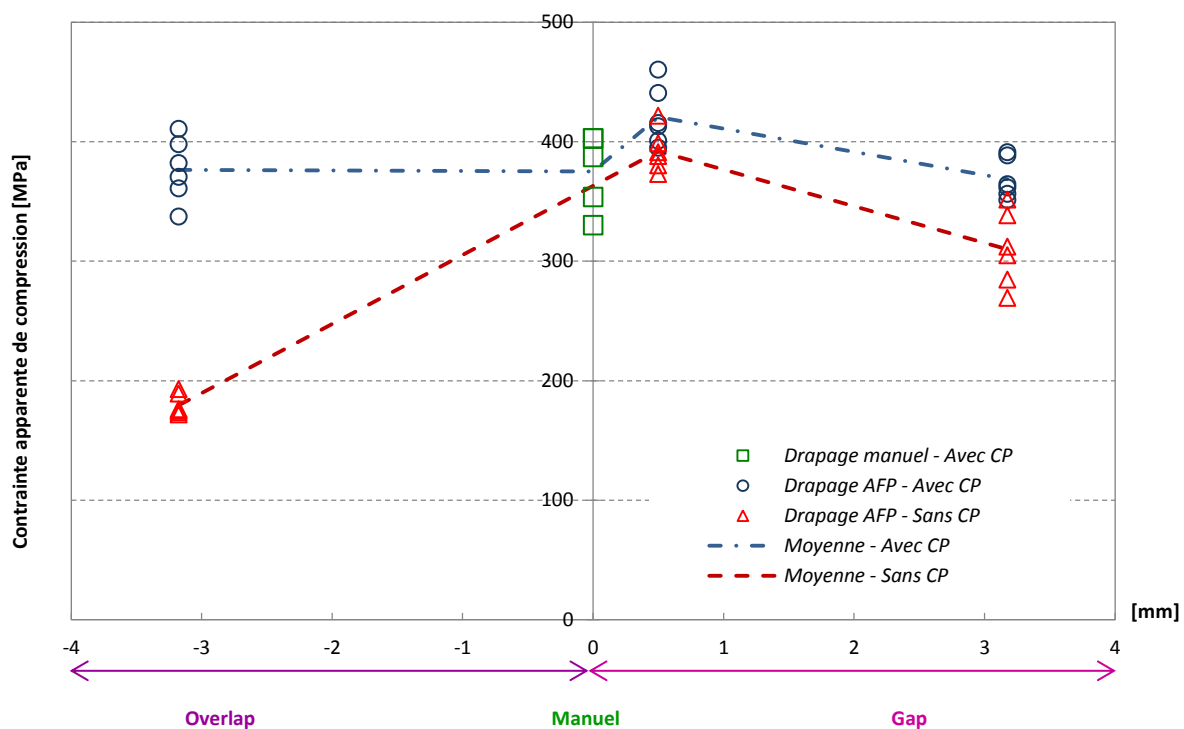


**Figure III. 32** - Variation du flux d'effort des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ .

La présence de singularités dans les différents stratifiés entraîne, quant à elles, une diminution des propriétés principalement lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque. La présence d'un gap de la largeur d'un demi-ruban s'accompagne ainsi d'une forte diminution du flux d'effort de l'ordre de 34 % par rapport aux stratifiés contenant un gap de 0.5 mm. La présence d'un overlap de même dimension entraîne quant à lui une diminution du flux d'efforts de l'ordre de 50 % lors de l'absence de contre plaque pendant la polymérisation. Dans le cas d'une cuisson avec une contre plaque, la diminution des propriétés est respectivement de 17 % et 5,2 % dans le cas de la présence d'un gap et d'un overlap de 3.175 mm.



Les contraintes de compression apparentes, calculées dans la zone de rupture des éprouvettes, sont illustrées sur la Figure III. 33. La présence d'un gap de 0,5 mm n'a pas d'influence sur les valeurs de contrainte par rapport à la plaque de référence drapée manuellement. La présence d'un gap de 3,175 mm dans les stratifiés entraîne une diminution de la contrainte apparente de 12 % dans le cas d'une cuisson avec une contre plaque, du fait d'une légère fluctuation de la géométrie des échantillons dans la zone de rupture, et de 20 % dans le cas d'une cuisson sans contre plaque, du fait de la forte variation d'épaisseur des éprouvettes, par rapport aux plaques de références contenant un gap de 0.5 mm.



**Figure III. 33** - Variation de la contrainte de compression apparente des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ .

La singularité overlap occasionne quant à elle, une diminution du même ordre de grandeur que la singularité gap lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque. La présence de celle-ci permet le mouvement de la matière et l'homogénéisation de l'épaisseur des plis orientés à  $90^\circ$ . L'absence de contre plaque fait diminuer significativement la contrainte apparente du fait de la forte variation de l'épaisseur des échantillons dans la zone de rupture. Les contraintes chutent de près de 55 % par rapport aux plaques de référence AFP (gap de 0.5 mm).

### 3.5. Bilan

Les essais de compression réalisés sur les stratifiés avec une séquence d'empilement « extrême » de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ , où les singularités ont été superposées les unes par rapport aux autres dans l'ensemble des plis à  $90^\circ$ , mettent en évidence le rôle de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave. Cette dernière permet de réorganiser la microstructure des stratifiés et de limiter l'impact sur les propriétés mécaniques en compression grâce à la cicatrisation des singularités gaps et overlaps. L'absence d'une contre plaque lors de la cuisson entraîne une variation importante de la microstructure et de l'épaisseur des échantillons provoquant un impact des singularités, quelles que soient leur nature ou leur géométrie, sur les propriétés mécaniques.

Les essais de traction et compression (paragraphe III.2 et III.3) présentés dans cette étude ont permis de mettre en évidence l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés de stratifiés carbone-époxy sollicités dans le sens transverse à l'introduction des singularités. Mais que se passe-t-il lorsque la sollicitation mécanique ne correspond plus à l'orientation des plis ? Pour répondre à cette question, des essais de cisaillement plan ont été effectués sur des éprouvettes contenant les mêmes configurations de singularités.

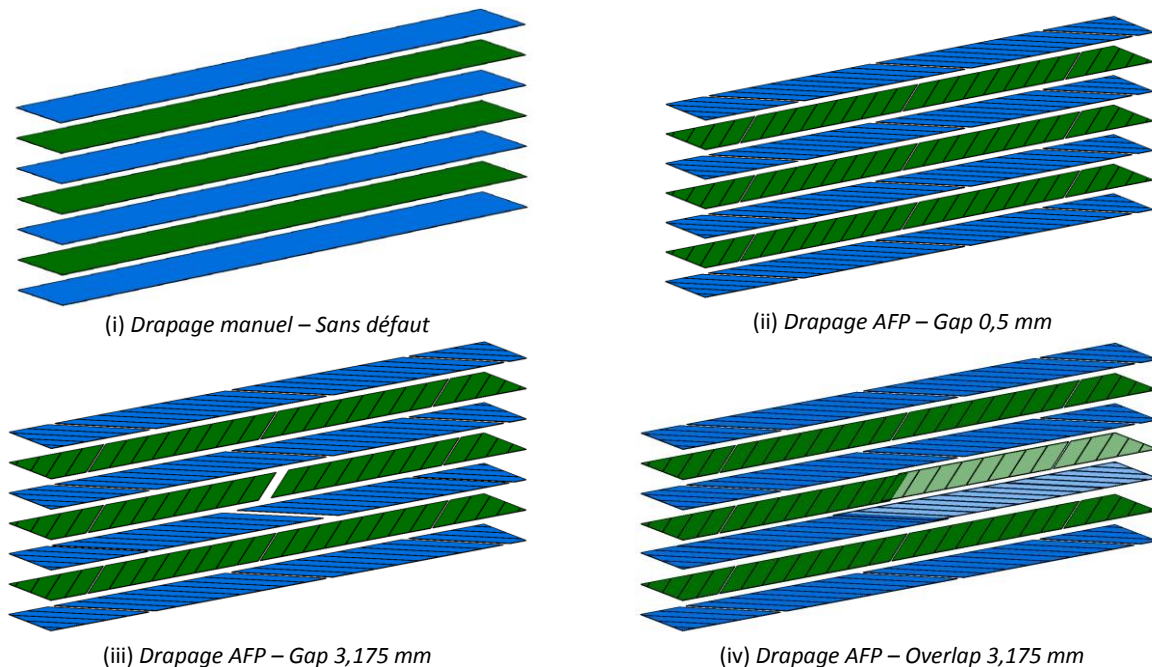
## III.4 Influence des singularités sollicitées en cisaillement plan

Les essais de cisaillement ont été réalisés sur une configuration d'empilement composé de plis orientés à  $\pm 45^\circ$ . Afin d'étudier une situation critique, les singularités ont été introduites dans deux plis d'orientations différentes. En effet, les travaux réalisés précédemment ont démontré que dans cette configuration le mouvement de la matière était limité lors de la cuisson en autoclave.

### 4.1. Description de l'empilement

Pour la réalisation des essais de cisaillement, un empilement de configuration alterné composé de 7 plis orientés à  $\pm 45^\circ$  a été réalisé. Les stratifiés ont ainsi un empilement de configuration finale  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$  (Figure III. 34). Les singularités ont été introduites dans le troisième pli orienté à  $-45^\circ$  et dans le quatrième pli orienté à  $+45^\circ$  afin d'étudier une situation critique. En effet, les singularités ne sont pas superposées les unes sur les autres mais introduites sous forme de croix au centre des stratifiés. Dans le but de pouvoir localiser systématiquement les singularités introduites lors de la phase de drapage au centre des échantillons, une plaque par

éprouvette a donc été réalisée. Une plaque drapée manuellement (Figure III. 34 (i)) a également été conçue avec le même lot de matière afin d'effectuer une comparaison des microstructures et des propriétés mécaniques avec les stratifiés drapés par le procédé de placement de fibres automatisé.



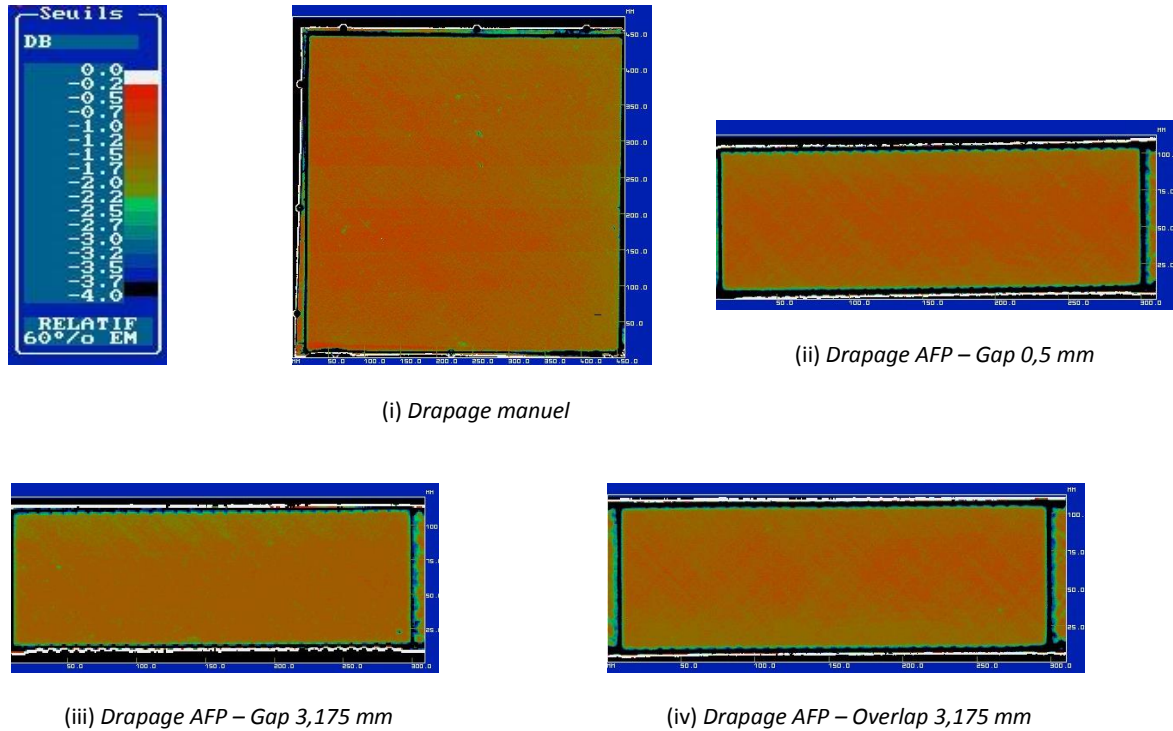
**Figure III. 34** - Représentation schématisée des singularités présentes dans l'empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$

Cinq plaques, de dimensions 400 mm par 100 mm, ont été drapées pour chaque géométrie de singularité. La plaque drapée manuellement, ne contenant aucun défaut, est quant à elle de dimensions 400 mm par 400 mm. En effet, dans le cas de cette configuration d'empilement, des découpes des nappes unidirectionnelles ont été nécessaires pour réaliser une plaque permettant d'avoir un nombre d'éprouvettes suffisant pour réaliser les essais de cisaillement plan et l'analyse des microstructures.

#### 4.2. Analyse santé-matière

Après la cuisson en autoclave, les quatre configurations de stratifiés ont été analysées par ultrasons. Les cartographies de résultats issues de ces analyses sont illustrées sur la Figure III. 35. Par choix, les analyses par ultrasons n'ont pas été réalisées sur les plaques polymérisées en autoclave sans contre plaque. Les zones de couleur noire en périphérie des stratifiés correspondent toujours à la réponse du réflecteur positionné sous les plaques lors du balayage du transducteur.

Les analyses ne montrent aucune présence de porosité au sein des stratifiés. Les singularités introduites lors de la phase de drapage n'y sont également pas visibles. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave a ainsi permis de limiter les variations d'épaisseur au sein des stratifiés.

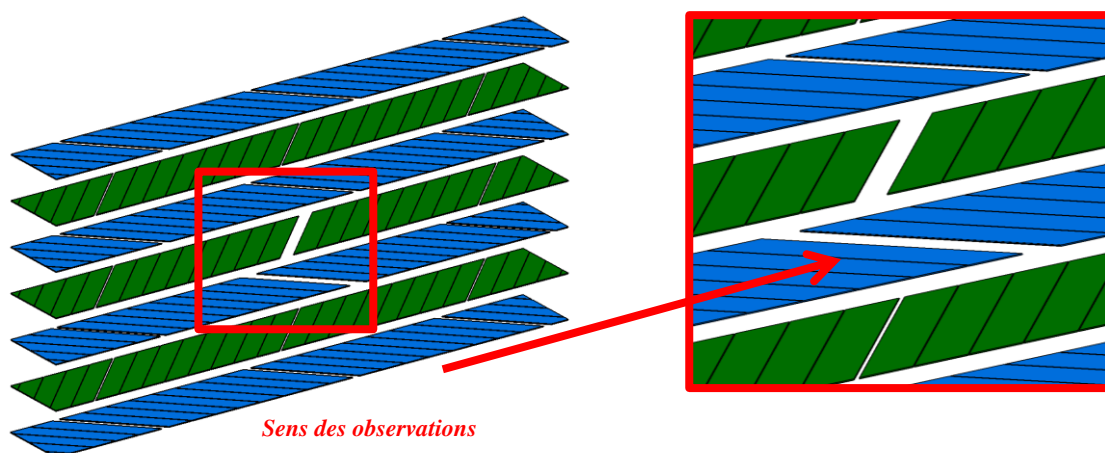


**Figure III. 35** - Cartographies des stratifiés issues des analyses par ultrasons, empilement  $[(-45^{\circ}/+45^{\circ})_3/-45^{\circ}]$  :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm drapé par AFP

#### 4.3. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

Après l'analyse santé-matière faite sur les différents stratifiés, une analyse de la morphologie des échantillons a été effectuée. Les clichés MEB ont été réalisés dans le sens d'introduction des singularités localisées dans le pli n°3 ou le pli n°4 des stratifiés respectivement orientés à  $-45^{\circ}$  ou  $+45^{\circ}$  (Figure III. 36). Dans ce sens d'observation, les singularités sont visibles sur la totalité de la microstructure. Les autres singularités introduites dans le pli perpendiculaire sont quant à elles uniquement localisées au centre des échantillons, au niveau de l'intersection entre le pli n°3 et le pli n°4.



**Figure III. 36** - Géométrie des échantillons observés au MEB, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$

Les microstructures de l'ensemble des échantillons observées au MEB sont présentées sur la Figure III. 37. L'analyse montre l'absence de macro et micro porosités dans l'ensemble des stratifiés quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque. L'absence de contre plaque engendre cependant l'apparition de résidu de résine en surface des échantillons. A l'inverse, la présence de la contre plaque permet d'obtenir une face lisse à la surface des échantillons.

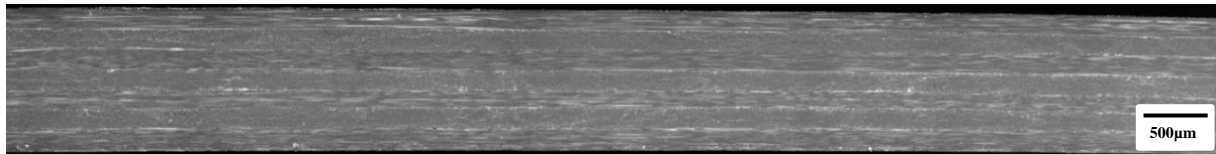
Les morphologies des stratifiés drapés manuellement (Figure III. 37 (i)) ou par le procédé de placement de fibres automatisé (Figure III. 37 (ii)) sont identiques. En effet, la présence du gap de 0,5 mm introduit dans les plaques de référence drapées par AFP n'est plus visible quelles que soient les conditions de mise en œuvre. Une variation de la microstructure à l'échelle des mèches de carbone est cependant constatée dans ces deux types de stratifié dans l'ensemble des plis. La microstructure des stratifiés drapés par AFP n'a donc pas évolué par rapport aux stratifiés de référence drapés manuellement. La découpe des bandes unidirectionnelles pour la mise en œuvre des rubans de préimprégné ne permet donc pas l'homogénéisation de la matière après l'étape de drapage et de cuisson en autoclave.

Dans le cas du stratifié contenant un gap de la largeur d'un demi ruban (3,175 mm), l'absence de contre plaque pendant la polymérisation en autoclave entraîne l'absence d'un pli sur l'ensemble de l'échantillon (Figure III. 37 (iii)). En effet, le pli n°3 n'est plus visible sur toute la longueur de la microstructure. Les fibres de carbone présentes dans le pli n°4 ont également disparu dans la zone d'introduction de la singularité. Pour ce stratifié, il reste ainsi uniquement 5 plis au centre de l'échantillon favorisant une réduction importante de son épaisseur (Figure

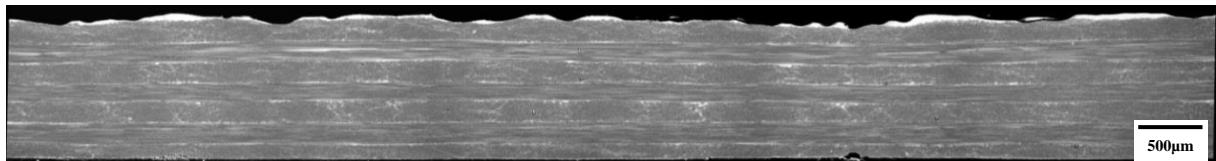
III. 38). Lorsque la cuisson en autoclave est réalisée avec une contre plaque, une région appauvrie en fibres est observée dans le pli n°3. Cette région a été comblée par de la matrice époxy lors de la polymérisation. Cependant, la cicatrization de cette singularité n'est pas complète du fait de la limitation du mouvement de la matière entre les plis d'orientations différentes. Une augmentation locale du taux de fibre dans les plis adjacents à ceux dans lesquels ont été introduites les singularités est également visible. La présence d'une contre plaque a cependant permis de limiter la variation d'épaisseur des échantillons (Figure III. 38).

Dans le cas du stratifié contenant un overlap équivalent à la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (Figure III. 37 (iv)), une surépaisseur des échantillons est observée. La quantité de fibres dans le quatrième pli, directement liée à l'introduction de la singularité, explique ce phénomène. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson limite et homogénéise l'épaisseur des échantillons (Figure III. 38). En effet, celle-ci favorise le mouvement de la matière lors de la cuisson en autoclave permettant de diminuer localement la variation de la morphologie des stratifiés. Cependant, la configuration de la séquence d'empilement avec des plis d'orientation alternés n'autorise pas un mouvement complet de la matière et donc une cicatrization complète de la singularité.

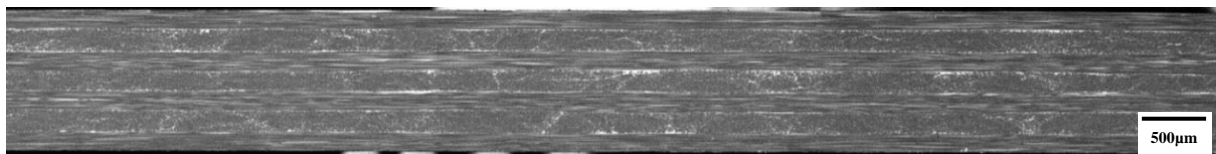
(i) Drapage manuel – Avec CP



(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm

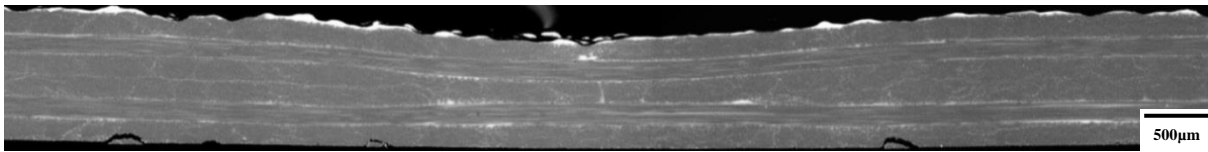


(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm

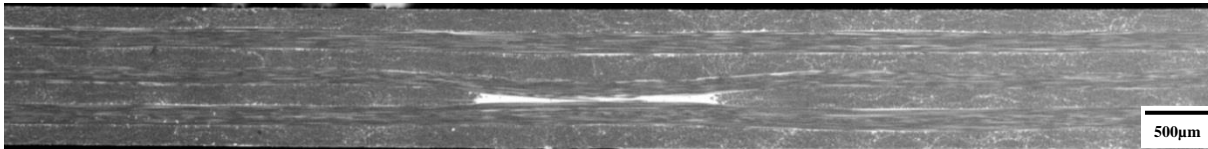




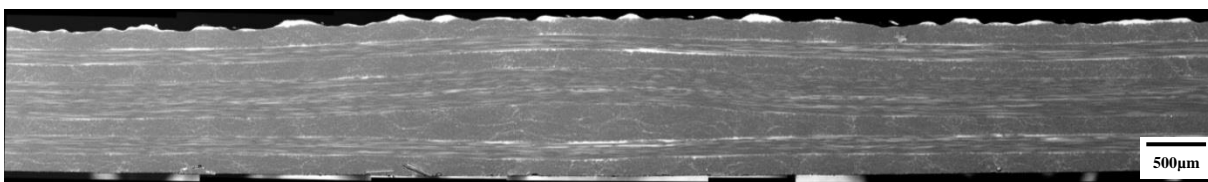
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



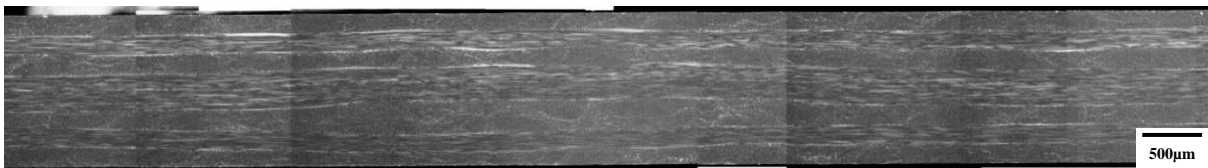
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



(iv) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm

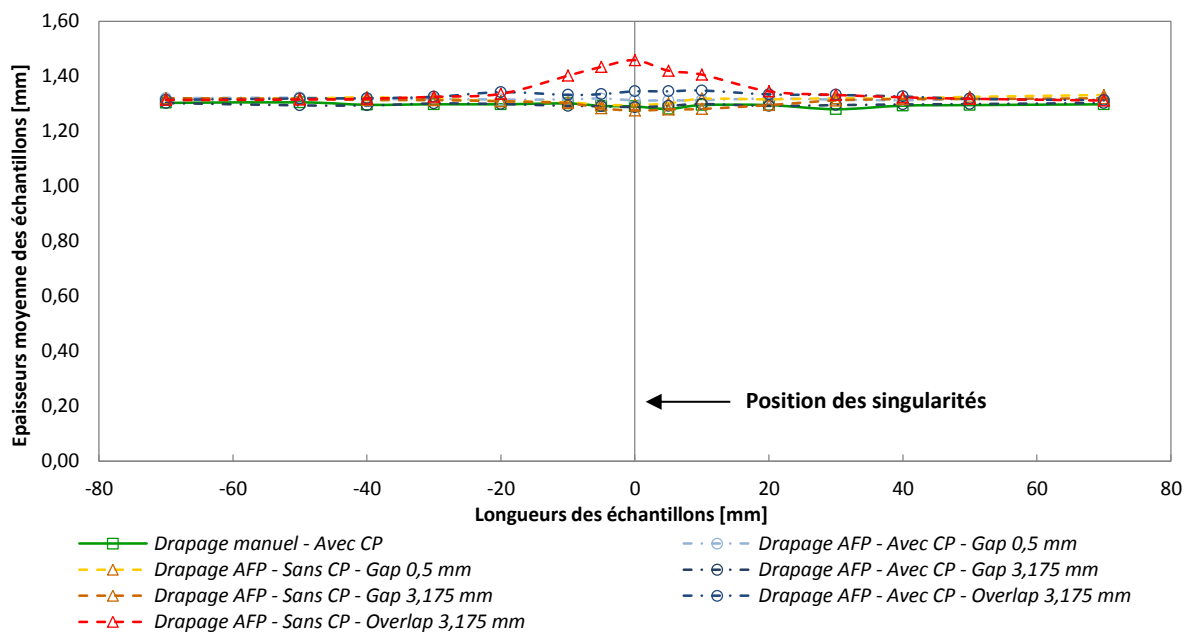


(iv) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



**Figure III. 37** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$  :

(i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3.175 mm drapé par AFP



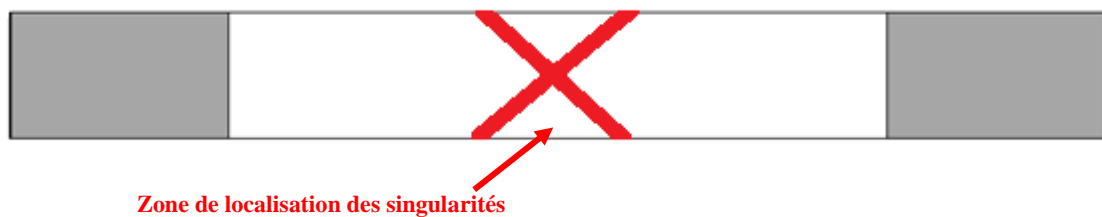
**Figure III. 38** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$ .

L'analyse de la morphologie des stratifiés avec une séquence d'empilement alternée  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$  met en évidence que l'utilisation d'une contre plaque ne permet pas une cicatrisation totale des singularités introduites lors de la phase de drapage par le procédé de placement de fibres automatisé. Sa présence permet cependant de combler partiellement les singularités en diminuant fortement les variations d'épaisseur et les perturbations au sein de la microstructure. Son absence lors de la cuisson en autoclave entraîne quant à elle une forte variation locale du taux volumique de fibres en perturbant également leur distribution et leur organisation au sein des stratifiés.

#### 4.4. Résultats des essais mécaniques

##### 4.4.1. Résultats des essais de cisaillement plan

Les essais de cisaillement ont été réalisés en respectant les conditions d'essais détaillés dans le Chapitre II. Les singularités ont été localisées au centre des éprouvettes, comme illustré sur la Figure III. 39, afin d'étudier la situation la plus critique.



**Figure III. 39** - Schématisation des éprouvettes réalisées pour les essais de cisaillement plan

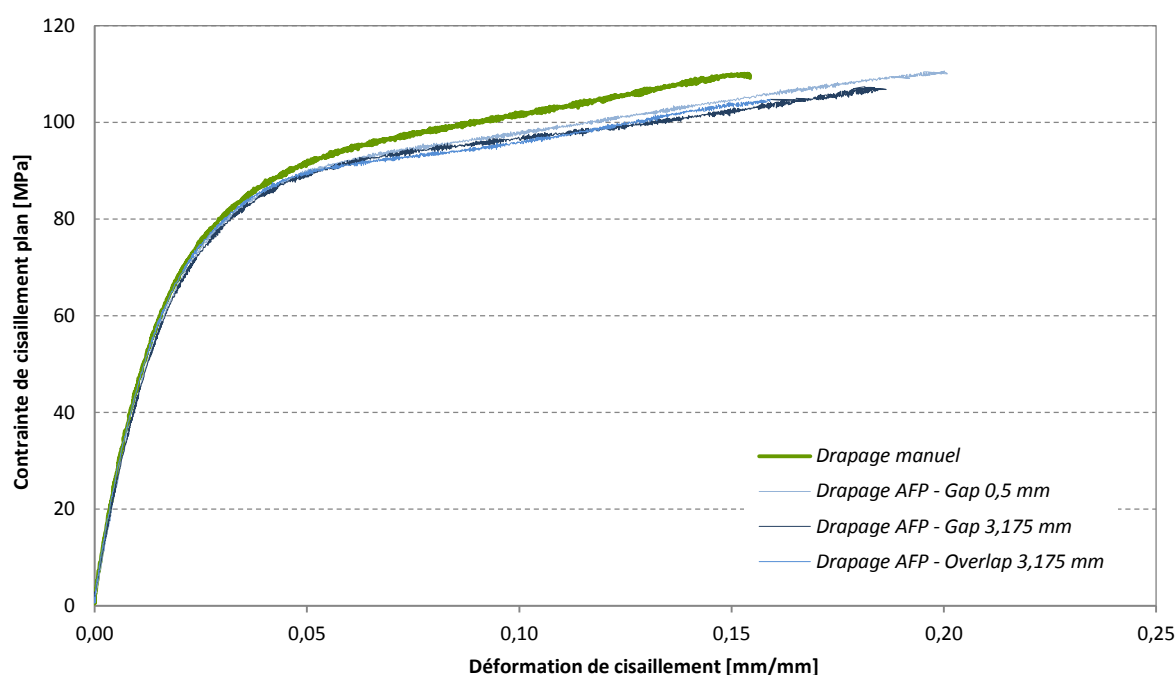
Lors des essais de traction à  $\pm 45^\circ$ , l'ensemble des éprouvettes a rompu à  $45^\circ$  avec un fort délaminage des plis (Figure III. 40). Les échantillons contenant un gap de 0,5 mm ont cassé aléatoirement sur toute la longueur des éprouvettes. A l'inverse, les éprouvettes dans lesquelles les singularités gap et overlap de la largeur d'un demi-ruban ont été introduites, ont rompu systématiquement à proximité de la zone de singularité ou directement au niveau de la singularité quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque.



**Figure III. 40** - Faciès de rupture d'une éprouvette de référence drapée par AFP d'empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$



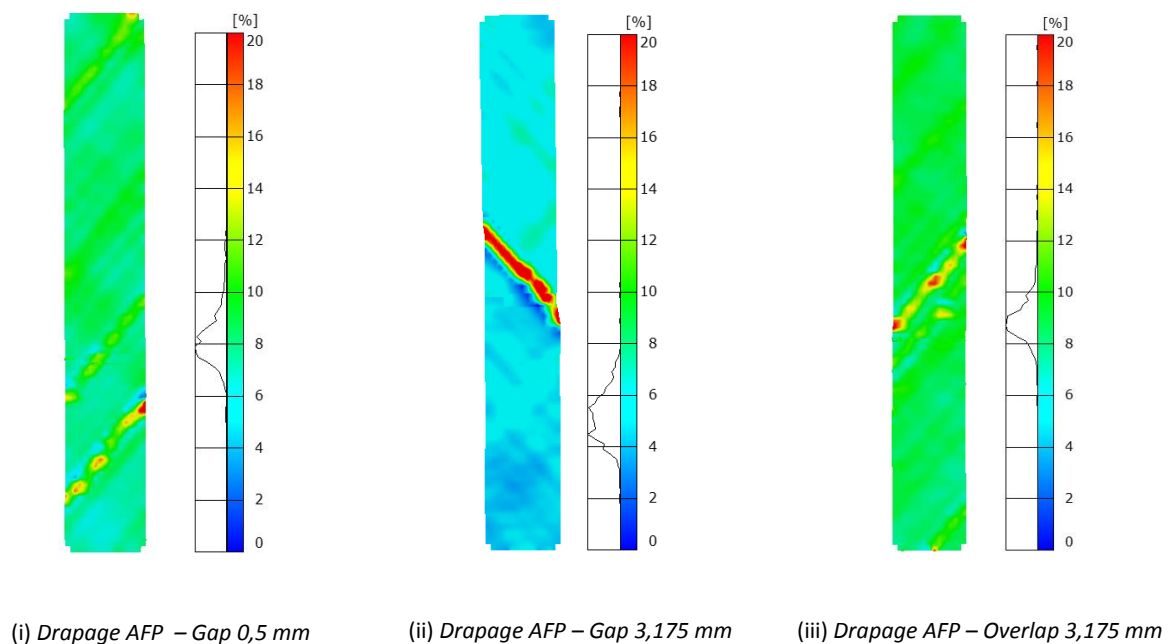
La Figure III. 41 illustre les courbes contrainte-déformation moyennes issues des essais de traction pour les échantillons drapés manuellement et les échantillons contenant le gap 0,5 mm, le gap 3,175 mm et l'overlap 3,175 mm polymérisés avec une contre plaque. Les déformations ont été mesurées au centre des éprouvettes dans la zone d'introduction des singularités. Les contraintes ont quant à elles été déterminées à partir de l'Equation II.5. Ces courbes montrent un comportement non linéaire des éprouvettes carbone-époxy quelle que soit la configuration de la singularité étudiée. En effet, une première partie de courbe linéaire traduit un module de cisaillement élevé lors de la déformation élastique des éprouvettes entraînant une première phase de microfissuration de la matrice. La seconde partie de la courbe montre une diminution du module de cisaillement du fait d'une augmentation plus faible de la contrainte de cisaillement. Cette phase traduit la déformation plastique des éprouvettes carbone/époxy avec la réorientation des plis et l'apparition de délaminage jusqu'à rupture (Figure III. 40).



**Figure III. 41** - Courbes contrainte-déformation issues de la sollicitation en traction à  $\pm 45^\circ$ , en fonction des singularités étudiées, mesurées au centre des éprouvettes polymérisées avec une contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$

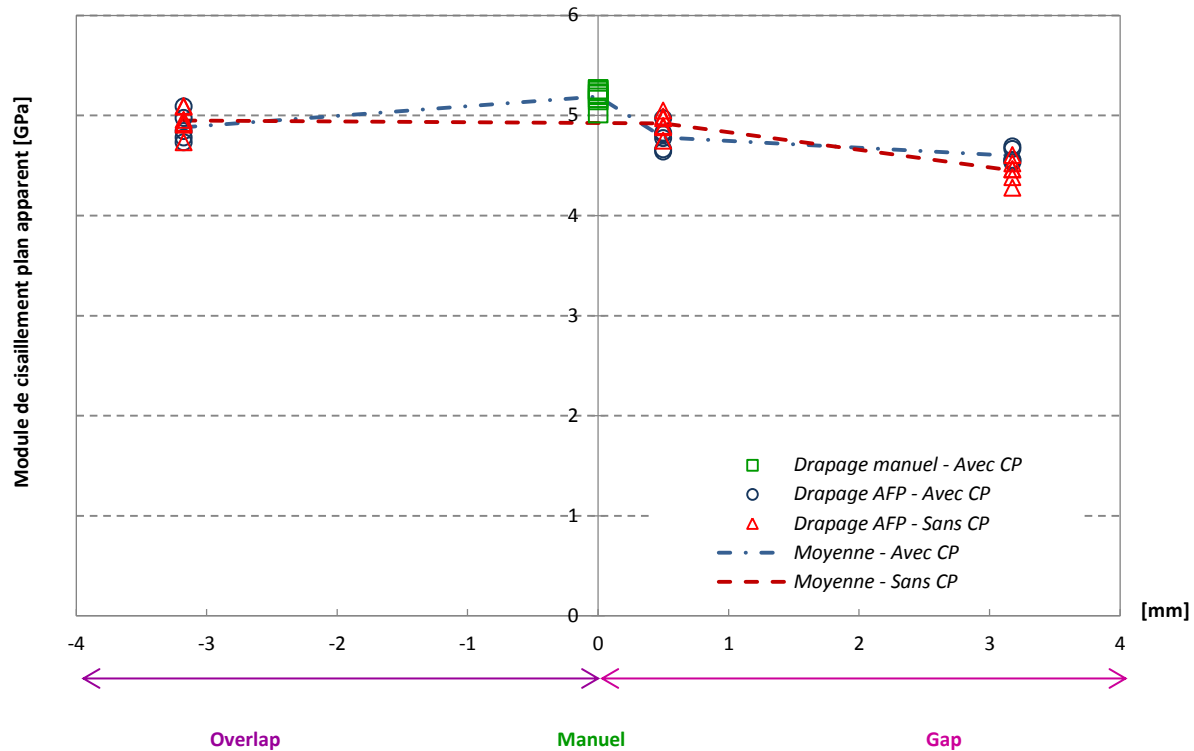
Les champs de déformations obtenus grâce à la mesure par corrélation d'image sont illustrés sur la Figure III. 42. Ces cartographies montrent les déformations moyennes de chaque type de singularité étudiée avant rupture des éprouvettes. Les observations réalisées sont identiques pour l'ensemble des essais et mesures réalisés. Dans le cas de la présence d'un gap de référence, soit 0,5 mm, les déformations sont homogènes sur l'ensemble de l'éprouvette (Figure III. 42 (i)). Une petite zone de concentration de déformation, et donc de contrainte, à

l'origine de la rupture est cependant observée en bas de l'échantillon. L'introduction d'un gap de 3,175 mm entraîne quant à elle l'apparition d'une zone de déformation très importante localisée au niveau de la singularité. Par contre, les déformations sur le reste de l'éprouvette sont homogènes et nettement inférieures à la déformation dans la zone de singularité. Dans le cas d'un stratifié contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné, la zone de déformation la plus importante se situe également dans la zone de singularité entraînant ainsi la rupture des éprouvettes. Cependant les déformations sont plus homogènes autour de la singularité et dans le reste de l'éprouvette.



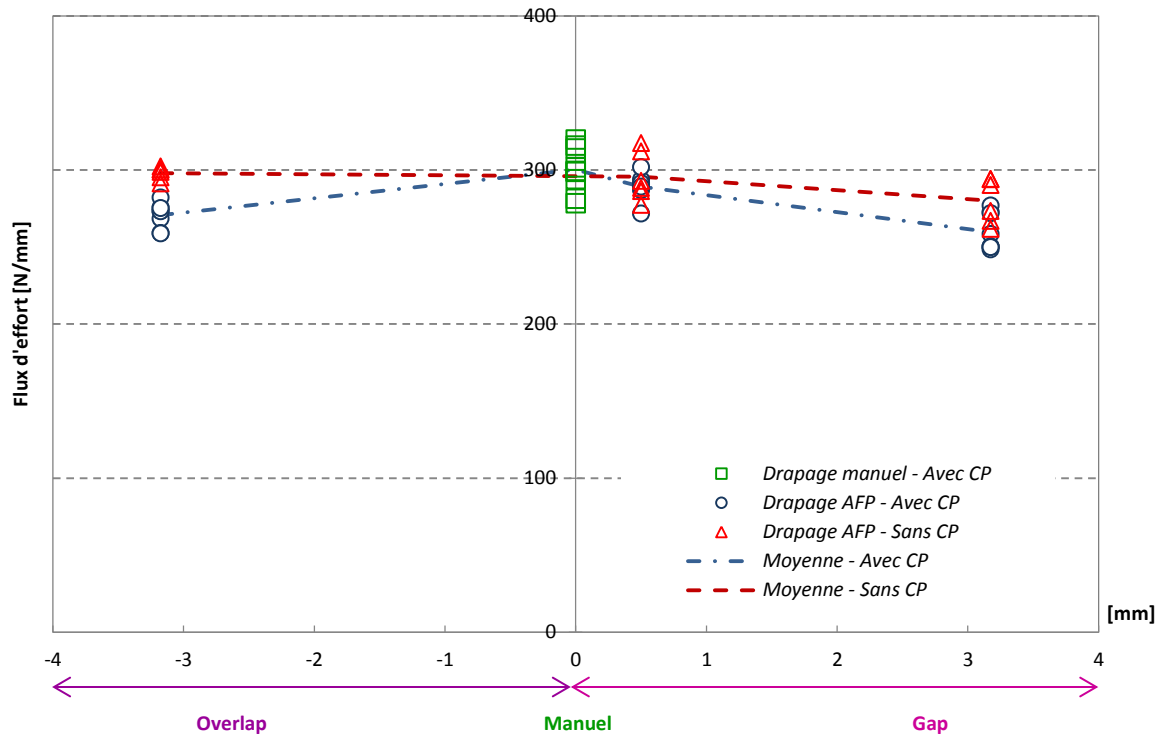
**Figure III. 42** - Evolution de la déformation moyenne  $\varepsilon_x$  avant rupture des éprouvettes contenant les différentes configurations de singularité, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$  – Mesure par Corrélation d'image ARAMIS : (i) Gap 0,5 mm ; (ii) Gap 3,175 mm ; (iii) Overlap 3,175

La variation du module de cisaillement plan en fonction de la nature de la singularité est illustrée sur la Figure III. 43. Ce module, calculé à partir de l'Equation II.7, est déterminé au centre des éprouvettes au niveau des singularités. L'augmentation locale de l'épaisseur des échantillons, du fait de l'introduction volontaire d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban, provoque une légère augmentation du module final, comprise entre 1,8 % et 2 %, des stratifiés testés par rapport aux plaques de référence AFP polymérisées dans les mêmes conditions. La présence d'un gap entraîne quant à lui une diminution locale du module (comprise entre 5 % et 10 %) du fait d'une diminution de la section des échantillons, quelle que soit la cuisson en autoclave, avec ou sans contre plaque, par rapport aux plaques de références drapées manuellement et drapées par AFP (gap de 0,5 mm).



**Figure III. 43** - Variation du module de cisaillement plan des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$ .

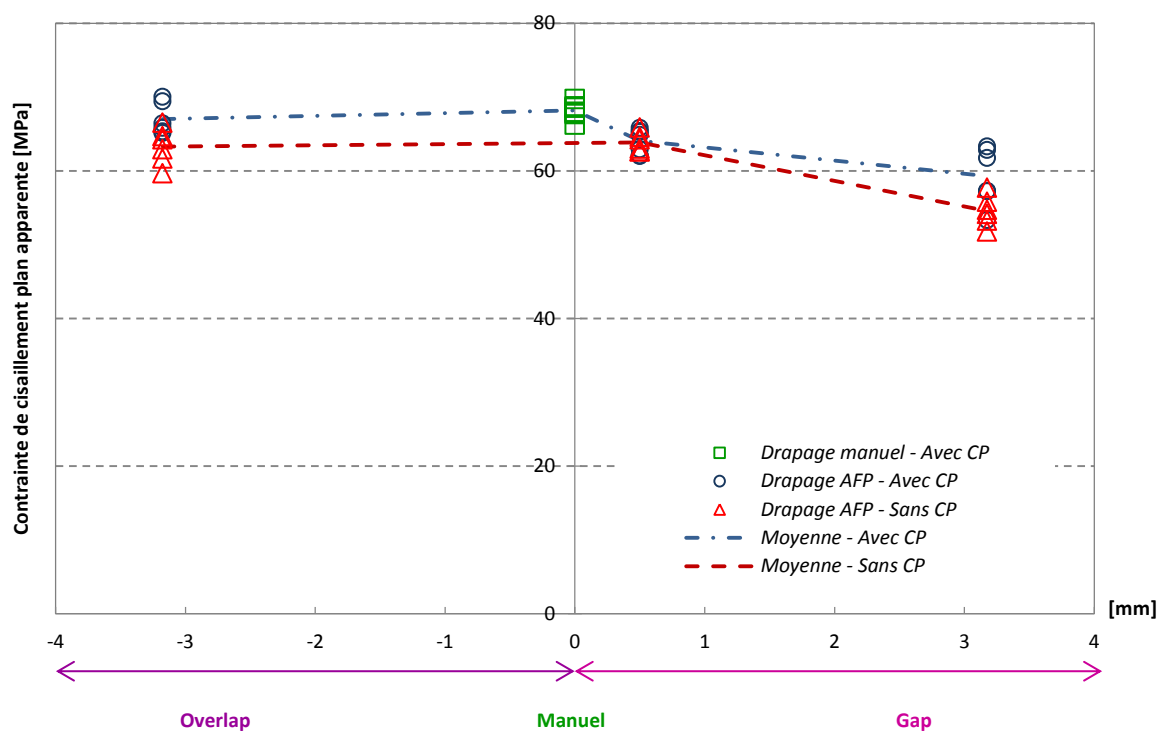
Les flux d'effort mesurés lors des essais de cisaillement plan sont illustrés sur la Figure III. 44. Les propriétés des stratifiés contenant un gap de 0,5 mm, avec et sans contre plaque, sont équivalentes au stratifié drapé manuellement (polymérisation avec une contre plaque). Lorsque la singularité gap de la largeur d'un demi-ruban est introduite aux centre des stratifiés, une diminution du flux d'effort est constatée quelle que soit la cuisson réalisée. La présence d'une contre plaque a cependant un effet plus important (diminution de l'ordre de 10,2 %) que lors de l'absence de celle-ci au cours de la cuisson (diminution du flux d'effort de l'ordre de 5,2 %) par rapport au stratifié de référence AFP (gap de 0.5 mm). La variation d'épaisseur des échantillons et l'augmentation très locale du taux volumique de fibres dans les plis contenant les singularités expliquent ces résultats. Lors de la présence d'un overlap, une diminution de la valeur du flux d'effort n'est observée que lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque avec un abaissement de cette propriété de l'ordre de 9 % par rapport à la plaque de même configuration polymérisée sans contre plaque. L'absence d'une contre plaque avec cette configuration de singularité permet d'obtenir des propriétés équivalentes à la plaque de référence drapée manuellement.



**Figure III. 44** - Variation du flux d'effort des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$ .

Les contraintes de cisaillement mesurées à 5 % de déformation de cisaillement sont présentées sur la Figure III. 45. Celles-ci ont été déterminées au centre des échantillons, à l'intersection entre les singularités. Les stratifiés de référence drapés par AFP, contenant un gap de 0,5 mm et polymérisés avec ou sans contre plaque, ont des contraintes moyennes similaires quelle que soit la cuisson réalisée. Les contraintes moyennes de cisaillement à rupture de ces échantillons sont respectivement de 110 MPa et 115 MPa dans le cas d'une cuisson réalisée avec et sans contre plaque. Ces valeurs sont cependant légèrement inférieures aux résultats obtenus pour la plaque de référence drapée manuellement (environ 118 MPa). Lors de l'introduction d'un gap de la largeur d'un demi-ruban, une diminution de la contrainte de cisaillement est observée. Cette baisse des contraintes est plus importante lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque (diminution de l'ordre de 15 % par rapport au stratifié de référence drapé par AFP). La variation d'épaisseur des échantillons, du fait de la configuration alternée de l'échantillon, et l'augmentation très locale du taux volumique de fibres dans les plis adjacents à ceux contenant les singularités expliquent ces résultats. L'introduction d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban n'a quant à elle pas d'influence sur la valeur des contraintes en cisaillement des stratifiés. La présence d'une contre plaque permet cependant de diminuer la variation d'épaisseur des échantillons et d'augmenter légèrement les valeurs des contraintes de cisaillement

(augmentation des propriétés de l'ordre de 4,5 % par rapport au stratifié de référence drapé par AFP). Concernant les propriétés à la rupture des éprouvettes, la présence d'un gap de la largeur d'un demi-ruban entraîne une chute des contraintes moyennes, quelle que soit la cuisson réalisée, avec ou sans contre plaque, comprise entre 100 et 110 MPa. La contrainte à rupture de la plaque de référence drapée par AFP est comprise entre 110 et 115 MPa. Celles des échantillons, contenant un overlap de la largeur d'un demi-ruban, polymérisés sans contre plaque, est identique au stratifié de référence. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave en plus de cette singularité entraîne quant à elle une diminution des propriétés à la rupture qui approche les 100 MPa.



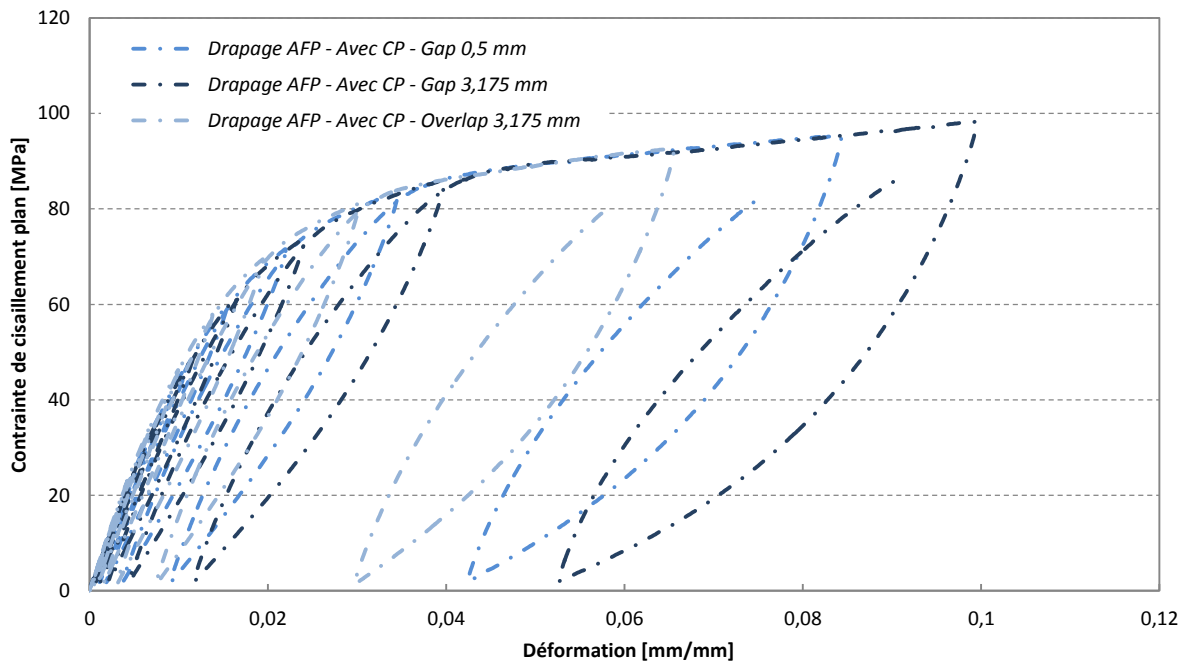
**Figure III. 45** - Variation de la contrainte de cisaillement à la rupture apparente, à 5 % de déformation, des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/+45^\circ)_3/-45^\circ]$ .

#### 4.4.2. Résultats des essais de charge/décharge

Les essais de traction à  $\pm 45^\circ$  ont permis de déterminer les propriétés quasi-statiques en cisaillement des différents stratifiés drapés par AFP en présence d'une singularité. Dans la suite de cette étude, des essais traction suivant des cycles de charge/décharge ont été réalisés pour étudier l'évolution de la rigidité afin d'approcher le développement des endommagements des stratifiés testés au cours des différents chargements jusqu'à rupture des éprouvettes. Les

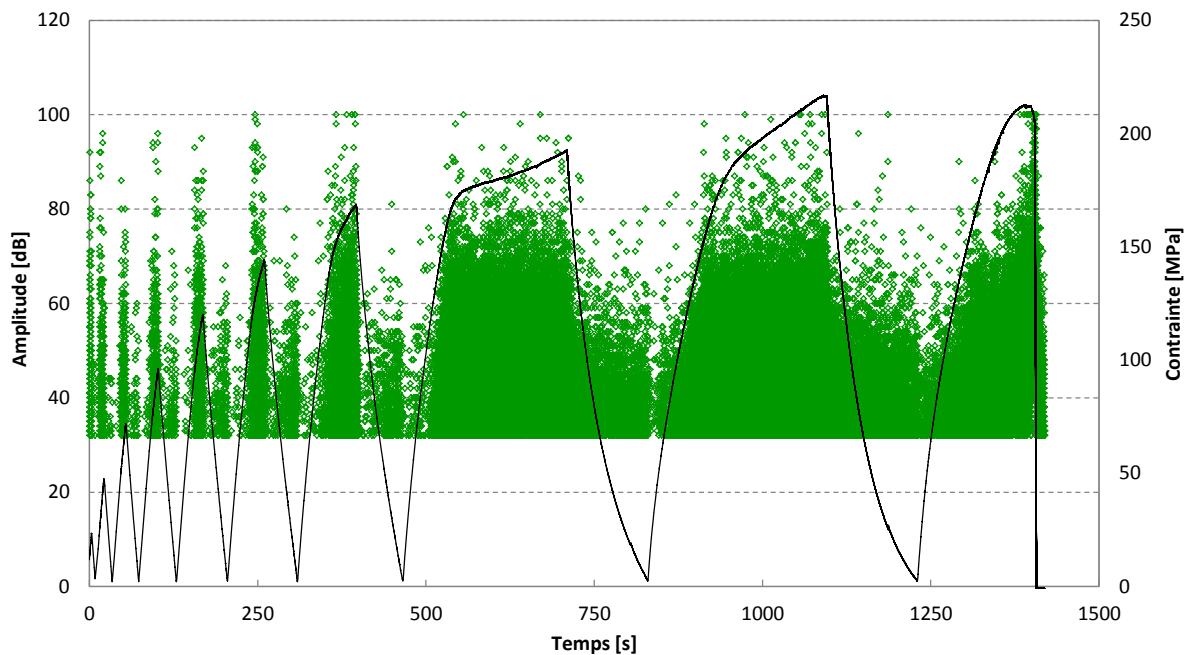
stratifiés étudiés, d'empilement  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$ , sont identiques à ceux utilisés pour la réalisation des essais précédents.

La Figure III. 46 illustre les courbes contrainte-déformation issues des essais de charge/décharge pour les différentes singularités introduites lors de la phase de drapage des stratifiés polymérisés avec une contre plaque lors de la cuisson en autoclave. Ces courbes montrent un comportement similaire face aux cycles de charge/décharge quelle que soit la nature de la singularité introduite lors de la phase de drapage. Cependant, les échantillons contenant un gap (0,5 mm et 3,175 mm) présentent une déformation plus importante que ceux contenant un overlap. La distribution et l'organisation de la matière fibre-matrice expliquent ce phénomène.



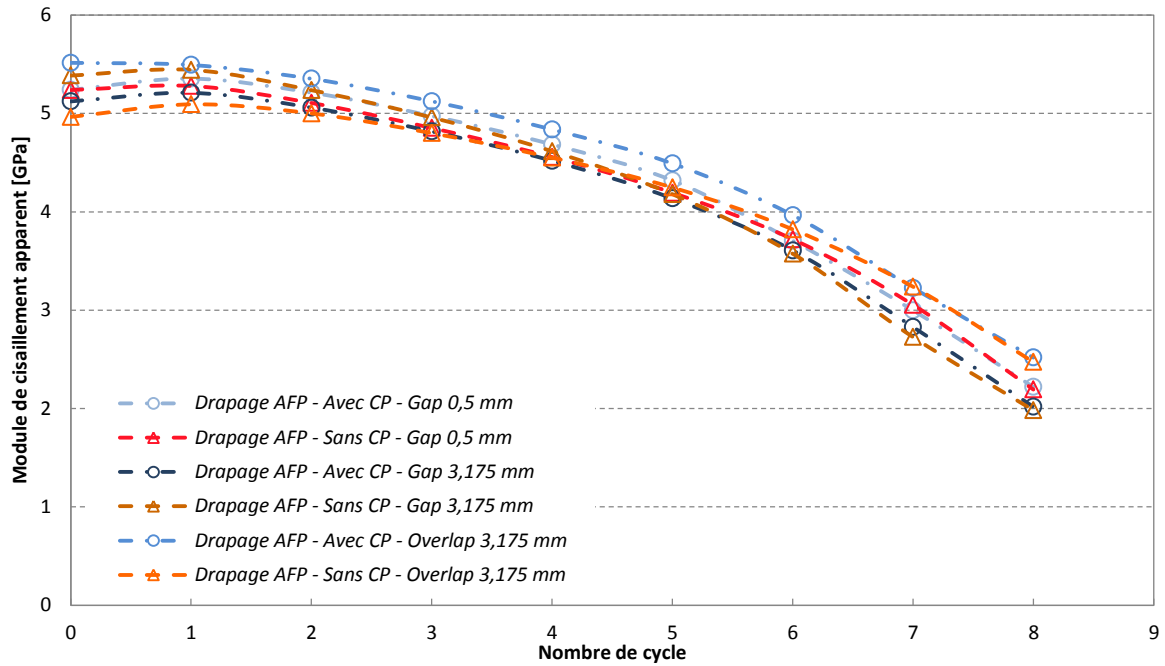
**Figure III. 46** - Courbes contrainte-déformation issues de la sollicitation en traction cyclique, en fonction des singularités, des éprouvettes polymérisées avec une contre plaque, mesurées dans la région de la singularité, empilement  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$

Au cours des essais de cycle de charge/décharge, les mesures d'émission acoustique réalisées par les sondes placées sur les éprouvettes permettent de déterminer l'amplitude des événements de chacun des cycles en fonction du cycle de contrainte imposé. La Figure III. 47 illustre le comportement moyen de ces paramètres pour une plaque de référence drapée par placement de fibres automatisé. Les comportements des autres stratifiés sont également similaires. Au cours de chaque cycle, lors de la montée en charge, l'amplitude des événements augmente. Lors de la phase de décharge, le nombre d'événements ainsi que leur amplitude ont tendance à diminuer.

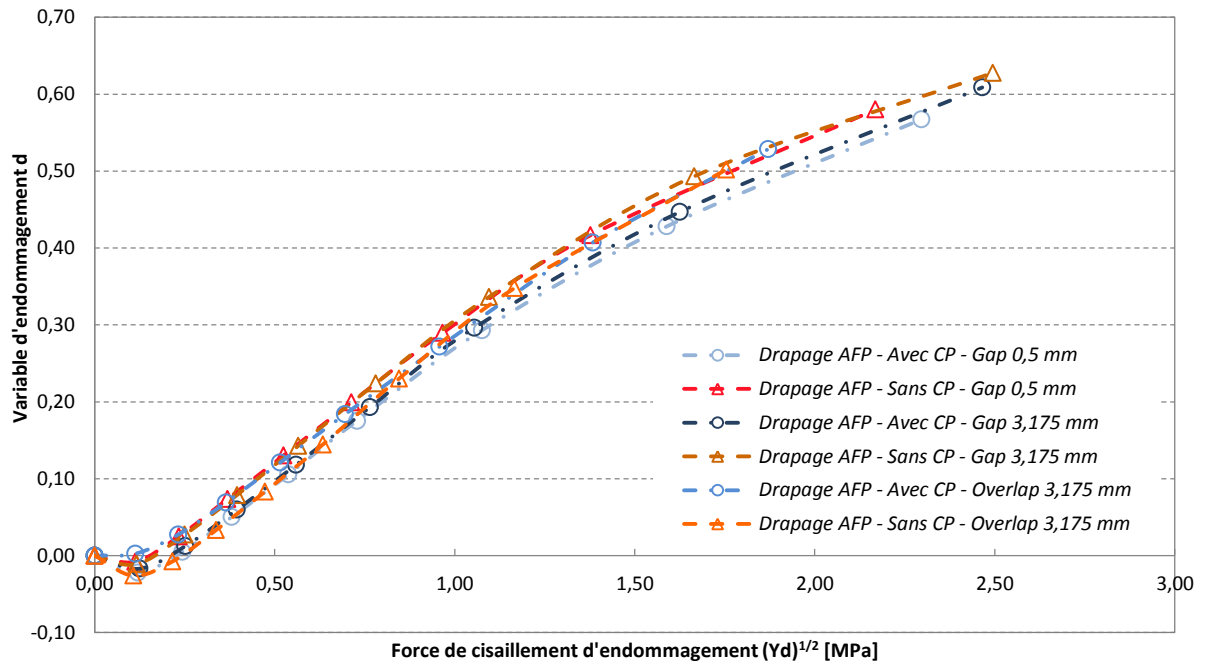


**Figure III. 47** - Evolution de l'amplitude des événements et de la contrainte en fonction du temps de l'essai de cycle charge/décharge

L'évolution de la loi d'endommagement lors de la réalisation des cycles de charge/décharge est caractérisée par l'évolution du module d'élasticité au cours du chargement (Figure III. 48). L'évolution du facteur d'endommagement en fonction de la valeur de la force associée est quant à elle illustrée sur la Figure III. 49. Ces paramètres ont été déterminés à partir des Equations II.8 et II.9 définies dans le Chapitre II. Quelles que soient la nature et la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage, un seuil sans endommagement est observé pour les trois premiers cycles de charge/décharge. Ensuite, une perte de rigidité est constatée avec une diminution du module de cisaillement entraînant une augmentation du facteur d'endommagement. L'évolution de l'endommagement est cependant indépendante de la nature et des dimensions des singularités introduites lors de la phase de drapage car les comportements des différents stratifiés sont identiques.



**Figure III. 48** - Evolution du module de cisaillement plan en fonction du cycle de charge/décharge des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$



**Figure III. 49** - Evolution du facteur d'endommagement en fonction du cycle de charge/décharge des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$



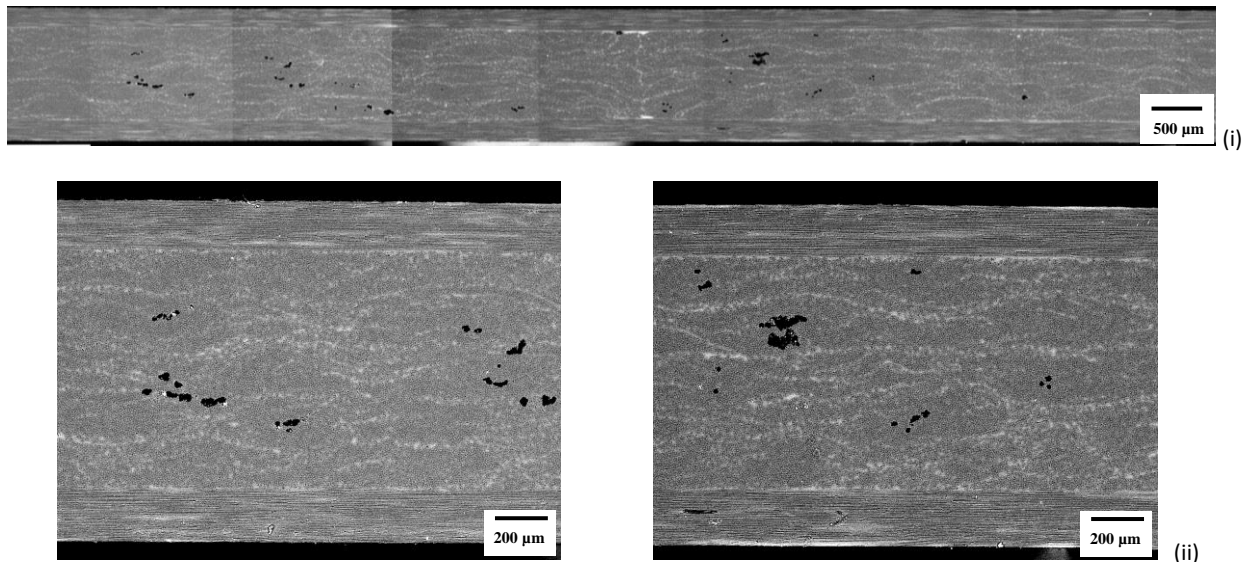
#### 4.5. Bilan

Les essais de cisaillement plan réalisés sur les stratifiés avec une séquence d'empilement alterné de configuration  $[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$ , où les singularités ont été introduites dans deux plis d'orientation différente, mettent en évidence le rôle de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave sur l'organisation de la microstructure des stratifiés. Cependant son absence lors de la polymérisation en autoclave n'a pas d'influence négative sur les propriétés mécaniques obtenues. Les lois d'endommagement sont également identiques quelles que soient la nature et la géométrie des singularités étudiées.

### **III.5 Conclusion de l'influence des singularités gap et overlap sur le comportement dans le plan de stratifiés carbone-époxy**

Dans ce chapitre, l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés dans le plan de stratifiés carbone-époxy a été étudiée. Des essais de traction, compression et cisaillement plan ont ainsi été réalisés.

L'objectif principal de ces travaux était de définir des empilements permettant de favoriser la création de défauts, tels que porosités ou désalignement des fibres, liés à la présence des singularités introduites volontairement lors de la phase de drapage au sein des stratifiés. Plusieurs essais non exposés dans ce chapitre ont ainsi été réalisés. Très rapidement, les différents tests ont mis en évidence l'enjeu essentiel d'utiliser de la matière péguée directement utilisée après sa décongélation à température ambiante. La Figure III. 50 illustre ainsi la microstructure d'un stratifié de configuration  $[0^\circ/90^\circ_5/0^\circ]$  polymérisé avec une contre plaque dans lequel une singularité gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) a été introduite dans les 5 plis centraux orientés à  $90^\circ$ . La présence de la contre plaque a permis de combler la singularité volontairement introduite au milieu des stratifiés. Cependant, de nombreuses porosités, de taille importante, sont visibles au sein même des plis. Ces observations ont ainsi mis en doute la qualité des préimprégnés utilisés pour le drapage des stratifiés de cette première partie d'étude. Après vérification, il s'est avéré que la matière utilisée était restée plus de 30 jours dans le cantre de la machine de placement de fibres automatisé. La matière était donc périmée du fait d'une exposition trop longue ne respectant pas les conditions de stockage préconisées.



**Figure III. 50** - Microstructure d'un stratifié dans la zone de singularité, empilement  $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$ : (i) Stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP ; (ii) Zones avec la présence de porosité au sein du stratifié

Ces premiers essais ont permis d'élaborer une méthodologie bien précise, respectant des critères prédéfinis, afin d'utiliser une matière et des paramètres de drapage proches des conditions industrielles lors de la fabrication de pièces de structures en composite. Un nouveau lot de matière a été utilisé dans la suite de ces travaux.

Les premières propriétés étudiées dans ce chapitre sont les propriétés de traction obtenues pour plusieurs configurations d'empilement composé de plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Un empilement « extrême » de configuration  $[0^\circ/90^\circ_s/0^\circ]$ , un stratifié avec une séquence d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$  et un empilement alterné de configuration  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$  ont ainsi été analysés. L'observation de leurs microstructures a permis de mettre en évidence le rôle essentiel de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave. En effet, celle-ci permet de réorganiser la microstructure et de « cicatriser » ou non, grâce au mouvement de la matière, les singularités introduites volontairement lors de la phase de drapage.

L'organisation des empilements joue cependant un rôle essentiel sur la cicatrisation des singularités quelles que soit leur nature, gap ou overlap. Dans le cas d'un empilement « extrême », où les singularités sont introduites les unes sur les autres dans 5 plis de même orientation, leur cicatrisation est complète. En effet, la pression appliquée par la contre plaque permet le mouvement de la matière entre les différents plis. Lorsque celles-ci sont introduites dans un empilement alterné, l'orientation des plis présents au-dessus et en dessous des singularités ne tolère pas un mouvement suffisant des rubans. L'espace riche en résine créé par

la présence d'un gap ne peut ainsi être totalement comblé et, à l'inverse, l'homogénéisation de la matière ne peut être complète lors de l'introduction d'un overlap. Concernant l'empilement de configuration  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$ , dans lequel les singularités ont été introduites dans les deux plis centraux orientés à  $90^\circ$ , la présence d'une contre plaque ne favorise pas leur cicatrisation complète lorsque celles-ci sont de géométries importantes. Un gap de 6,35 mm (largeur d'un ruban de préimprégné) n'est donc pas supprimé contrairement au gap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (3,175 mm).

Malgré les variations locales des microstructures des éprouvettes élaborées avec le procédé de placement de fibres automatisé du fait de l'introduction volontaire de singularités, celles-ci n'ont pas d'influence sur les propriétés obtenues lors de la sollicitation en traction. L'absence de contre plaque favorise cependant la création de zones riches en fibres ou en résine entraînant une fluctuation du taux volumique de fibres local et des désalignements des fibres dans l'épaisseur des échantillons quelle que soit la configuration de l'empilement étudié. Les propriétés mécaniques en traction sont donc influencées dans cette situation par la géométrie des éprouvettes testées.

Des essais de compression ont ensuite été réalisés sur des stratifiés avec une séquence d'empilement « extrême » de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$ . Les singularités introduites lors de la phase de drapage ont été superposées les unes par rapport aux autres dans l'ensemble des plis orientés à  $90^\circ$ . Les propriétés des éprouvettes sollicitées en compression sont affectées par leur géométrie. En effet, l'introduction de singularités de géométries sévères entraîne l'apparition de flambage avant la rupture complète des échantillons du fait de l'introduction d'une instabilité dans la microstructure des stratifiés. Ce phénomène est d'autant plus important lorsque la cuisson en autoclave est effectuée sans la présence d'une contre plaque. Des interrogations peuvent donc être soulevées concernant la validité des tests réalisés qui ne peuvent être considérés comme des essais de compression « pure ». Pour pallier à ce problème, des expérimentations supplémentaires pourront être réalisés sur un empilement différent, avec des singularités localisées au centre des échantillons. Les épaisseurs théoriques des éprouvettes pourront également être utilisées pour déterminer les propriétés en compression, comme le module par exemple, afin de palier au problème de la variation de géométrie des stratifiés.

Après avoir étudié les propriétés transverses de stratifiés dans lesquels des singularités ont été introduites, des essais de cisaillement ont été effectués sur des empilements de configuration

$[(-45^\circ/45^\circ)_3/-45^\circ]$ , où les singularités ont été volontairement placées dans deux plis d'orientation différentes. Les observations faites sur ces essais ont également montré le rôle essentiel de la contre plaque sur l'organisation de la microstructure au sein des stratifiés. Cependant, son absence lors de la cuisson en autoclave, n'a pas d'impact sur les propriétés en cisaillement plan.

La présence des singularités, quelle que soient leur nature et leur géométrie, n'a également aucun impact sur l'endommagement des éprouvettes sollicitées en cycle de charge/décharge. Des essais supplémentaires pourront cependant être réalisés en fatigue afin de déterminer si la présence des singularités a une influence pour une durée de sollicitation plus importante.



# **Chapitre IV - Influence des singularités gap et overlap sur les propriétés hors plan de stratifiés carbone-époxy**

---

Les essais réalisés dans le chapitre précédent (traction, compression et cisaillement plan) ont permis de déterminer l'influence des propriétés intralaminaires au sein des plis du stratifié contenant des singularités gap et overlap introduites lors de la phase de drapage. Ces travaux, réalisés à l'échelle de l'éprouvette, ont permis de montrer que les propriétés sont dépendantes de l'orientation des plis, de l'empilement ainsi que du chargement. Pour aller plus loin sur ce sujet, des essais mécaniques ont été menés afin de déterminer les propriétés interlaminaires. L'objectif est ainsi d'étudier le risque de rupture induit par la présence des singularités, caractérisé par un décollement ou une décohésion entre les plis, pouvant être dicté par la nature de la matrice ainsi que par l'interface entre les fibres et la matrice. Dans la première partie de ce chapitre, des essais de cisaillement interlaminaire en flexion 3 points sont présentés sur deux configurations différentes d'empilement. Dans une seconde partie, des essais de délaminage en mode I et mode II ont été réalisés avec pour objectif la détermination de l'impact de la présence des singularités sur la propagation de fissure au sein des stratifiés étudiés. Enfin, dans la dernière partie, des essais ont été réalisés, non plus à l'échelle de l'éprouvette, mais à celle d'une plaque pouvant s'apparenter à une pièce de structure afin d'étudier l'influence des singularités gap et overlap. Les stratifiés testés ont été sollicités en flexion sous pression afin de combiner les chargements.

Dans ce chapitre, la géométrie et les dimensions des singularités étudiées sont identiques à celles présentées dans le chapitre précédent. Les gaps et overlaps ne seront donc pas décrits dans la suite de ces travaux.

## **IV.1 Cisaillement interlaminaire**

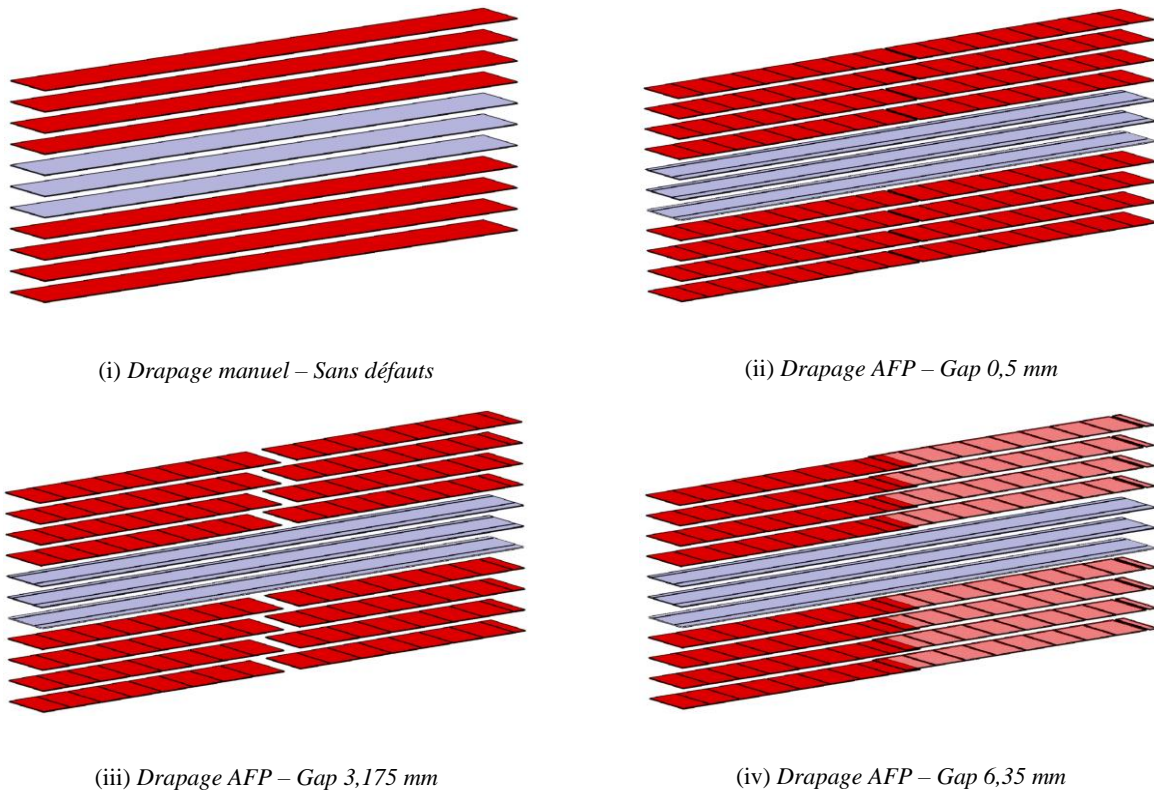
Les essais de cisaillement interlaminaire ont été réalisés dans l'objectif de trouver un essai expérimental simple permettant de mettre en évidence l'influence de la présence des singularités au sein de stratifié carbone-époxy. Ce cisaillement, favorisant la décohésion des

plis, dépend principalement de la nature de la résine utilisée, de l'interface fibre/matrice mais également du type et du pourcentage de renfort. Pour ces essais, deux configurations d'empilement ont été étudiées afin d'en déterminer les propriétés dans deux directions ( $0^\circ$  et  $90^\circ$ ).

### 1.1. Propriétés en cisaillement interlaminaire des plis orientés à $90^\circ$

#### 1.1.1. Description des éprouvettes

Les premiers essais de cisaillement interlaminaire ont été réalisés sur les stratifiés de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$  présentés dans le Chapitre III, paragraphe III.3. Ces essais, tout comme les tests de compression, nécessitent des échantillons d'épaisseur suffisante afin de respecter les conditions de chargement durant la sollicitation. Les singularités, introduites lors de la phase de drapage par placement de fibres automatisé, ont systématiquement été localisées au centre des échantillons et superposées les unes par rapport aux autres dans l'ensemble des plis orientés à  $90^\circ$  (Figure IV. 1). Dans le cas de cette étude, seules les singularités gap et overlap de la largeur d'un demi-ruban ont été étudiées. Une plaque de référence drapée par AFP (gap de 0,5 mm) ainsi qu'une plaque drapée manuellement ont également été réalisées afin de comparer les résultats obtenus.



**Figure IV. 1** - Représentation schématique des singularités présentes dans l'empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

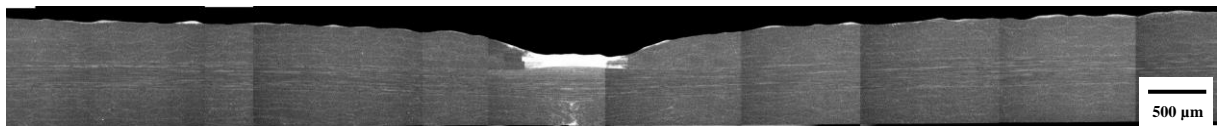
Lors des essais, les éprouvettes ont systématiquement été positionnées de la même manière. En effet, la surface des échantillons en contact avec le moule lors de la cuisson en autoclave est automatiquement en appui avec la partie inférieure du montage. Les surfaces des échantillons en contact avec la contre plaque, ou bien avec la bêche à vide lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque, sont quant à elles positionnées sous le point central d'effort placé au-dessus du montage. Des lots de 5 éprouvettes ont ainsi été testés pour chaque configuration de singularité polymérisée avec et sans contre plaque.

Suite au drapage des plaques, la cuisson en autoclave a été exécutée en respectant les conditions de mise en œuvre décrites dans le Chapitre II de ce manuscrit. Les stratifiés ont ainsi été polymérisés avec et sans contre plaque.

### 1.1.2. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

L'analyse de la morphologie de ces stratifiés a été préalablement réalisée dans le Chapitre III paragraphe III.2 (3.3). L'étude des microstructures a ainsi pu mettre en évidence que la présence de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave permet de « cicatrifier » les gaps et overlaps introduits lors de la phase de drapage quelle que soit leur géométrie (Figure IV. 2 (ii)). La contre plaque permet ainsi d'homogénéiser la matière avec l'application d'une pression uniforme sur les stratifiés. La bêche à vide, en contact direct avec le stratifié, entraîne pour sa part un mouvement de la matière vers les extrémités des échantillons provoquant des disparités dans leur microstructure. Une variation significative de leur épaisseur est également constatée, principalement lors de l'introduction d'un gap et d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (Figure IV. 2 (i)). Les singularités introduites dans les 4 plis inférieurs orientés à  $90^\circ$  ont cependant été partiellement cicatrifiées même avec l'absence de la contre plaque.

(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm

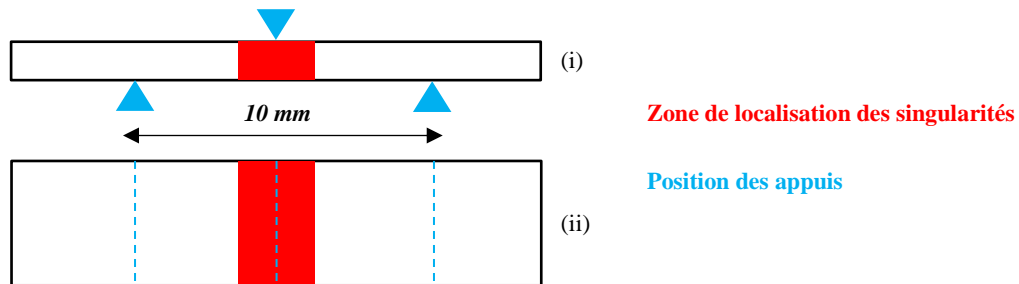


**Figure IV. 2** - Rappel de la microstructure d'un stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$  : (i) Polymérisation sans contre plaque ; (ii) Polymérisation avec contre plaque



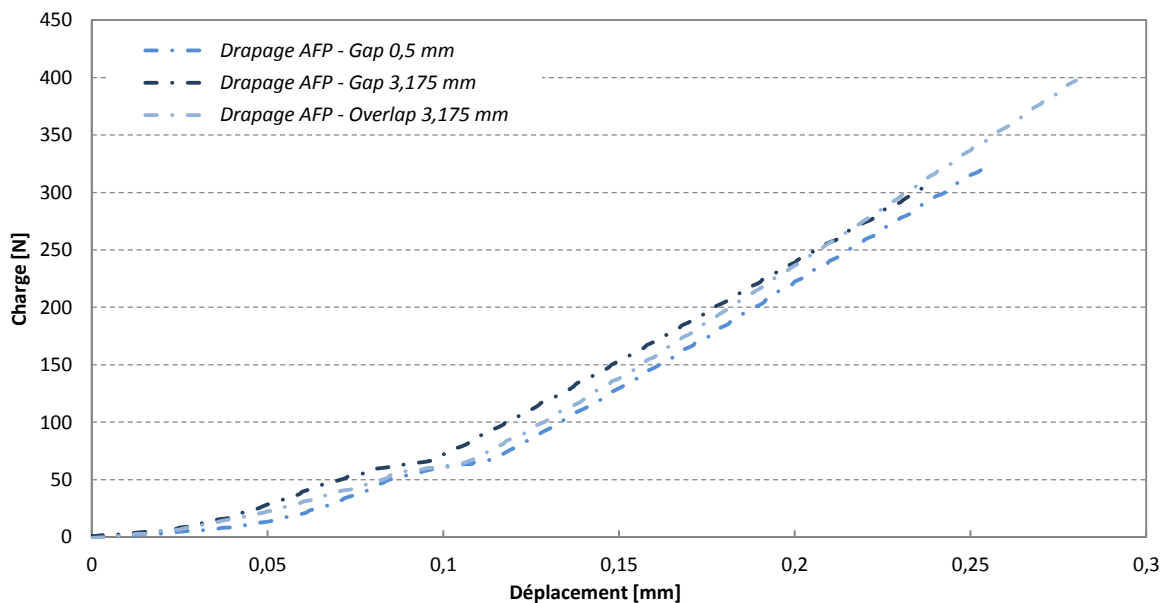
### 1.1.3. Résultats des essais mécaniques

Les essais de cisaillement interlaminaire en flexion 3 point sur appuis rapprochés ont été réalisés en respectant les conditions d'essais décrites dans le Chapitre II. Les éprouvettes ont été découpées de manière à ce que les singularités soient localisées au centre des échantillons comme illustré sur la Figure IV. 3. L'épaisseur moyenne des échantillons étant d'environ 2 mm, la distance entre les appuis inférieurs a été définie à 10 mm afin de respecter les conditions d'appuis fixées à 5 fois l'épaisseur.



**Figure IV. 3** - Schématisation des éprouvettes réalisées pour les essais de cisaillement interlaminaire : (i) Vue de face ;  
(ii) Vue de dessus

La Figure IV. 4 illustre les courbes charge-déplacement issues des essais de flexion 3 points pour les éprouvettes de références drapées par AFP (gap de 0,5 mm) et les éprouvettes contenant un gap et un overlap de la largeur d'un ruban de préimprégné (gap de 3,175 mm) polymérisées avec une contre plaque uniquement.

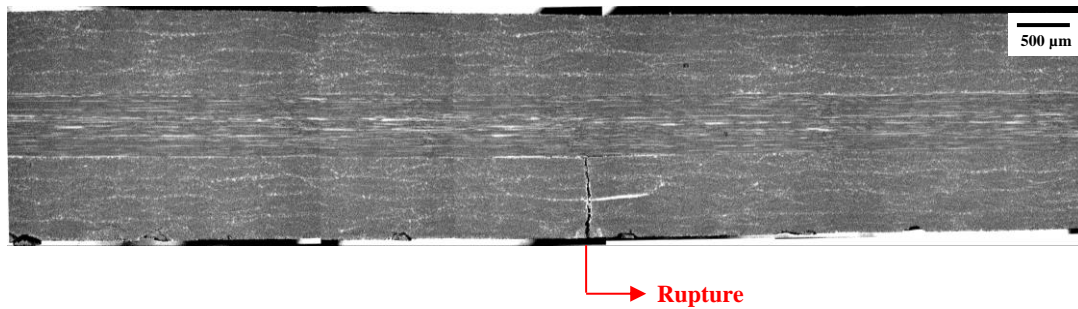


**Figure IV. 4** - Courbes force-déplacement issues de la sollicitation en flexion 3 points sur appuis rapprochés des éprouvettes de référence et des éprouvettes contenant un gap et un overlap de 3,175 mm polymérisées avec une contre plaque, empilement  $[90^{\circ}_4/0^{\circ}_3/90^{\circ}_4]$

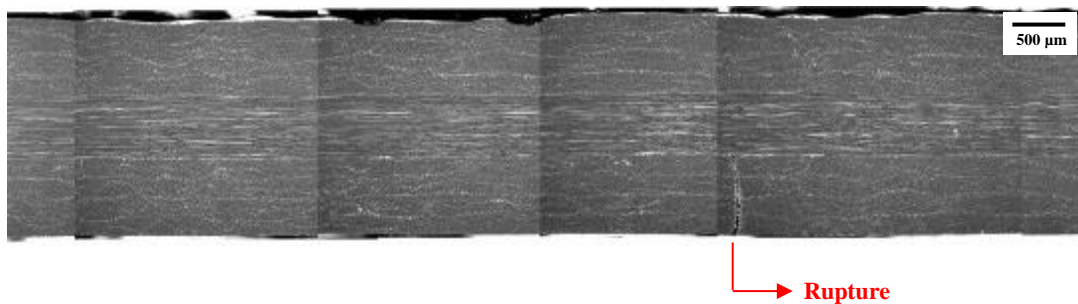
Ces courbes montrent que, quelles que soient la nature et la géométrie des singularités gap et overlap, les stratifiés ont un comportement similaire avant l'apparition du premier endommagement. Les stratifiés contenant un gap de référence (0,5 mm) et un gap de 3,175 mm ont ainsi identiques avec une charge de rupture équivalente. Ceux contenant un overlap de 3,175 mm sont quant à eux plus rigides avec une charge de rupture plus élevée.

Avant d'exploiter les résultats issus des essais de cisaillement interlaminaire, une analyse de la microstructure des stratifiés a été réalisée après la rupture des éprouvettes. Les images MEB obtenues lors de cette observation, pour chaque configuration de singularités étudiées, sont illustrées sur la Figure IV. 5.

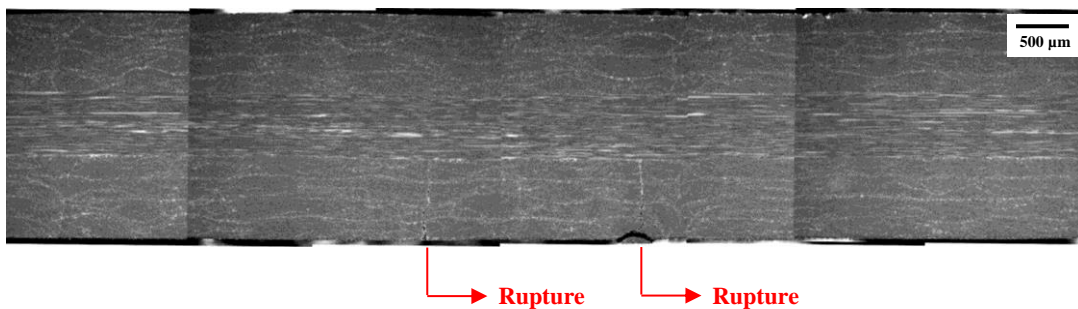
(i) *Drapage manuel – Avec CP*



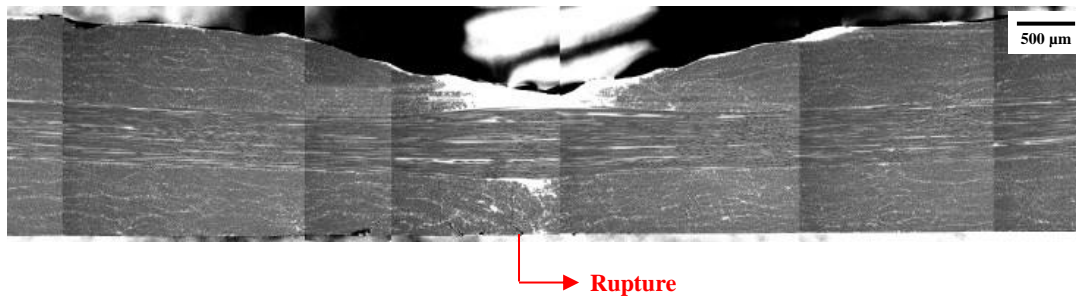
(ii) *Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm*



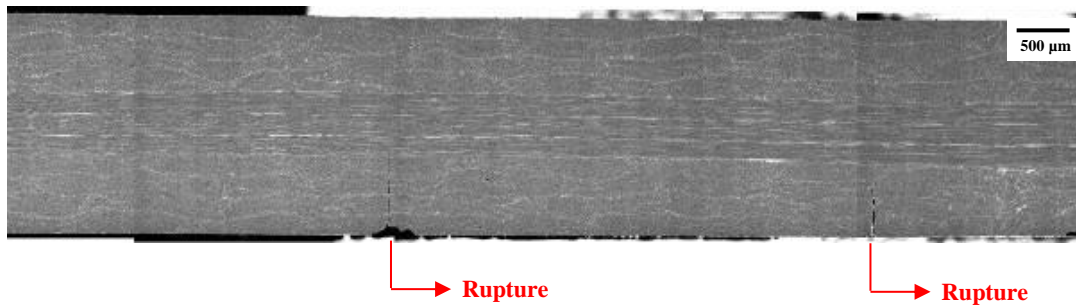
(ii) *Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm*



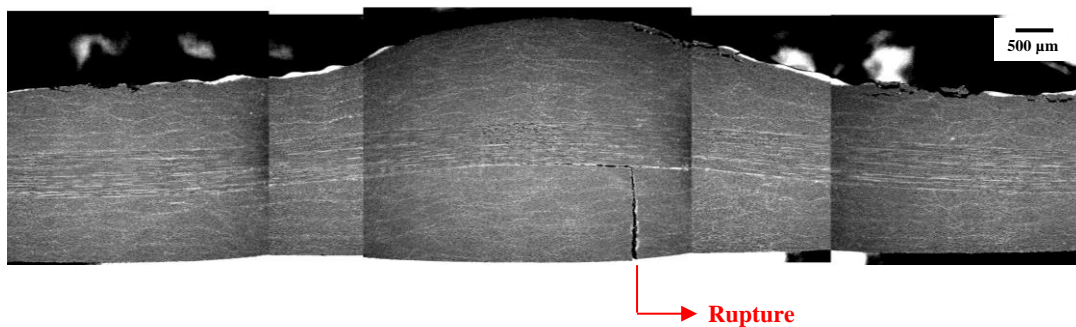
(iii) *Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm*



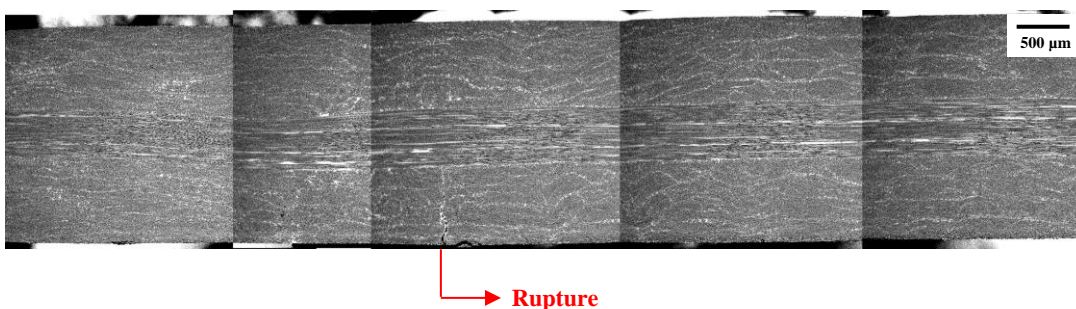
(iii) *Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm*



(iv) *Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm*



(iv) *Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm*

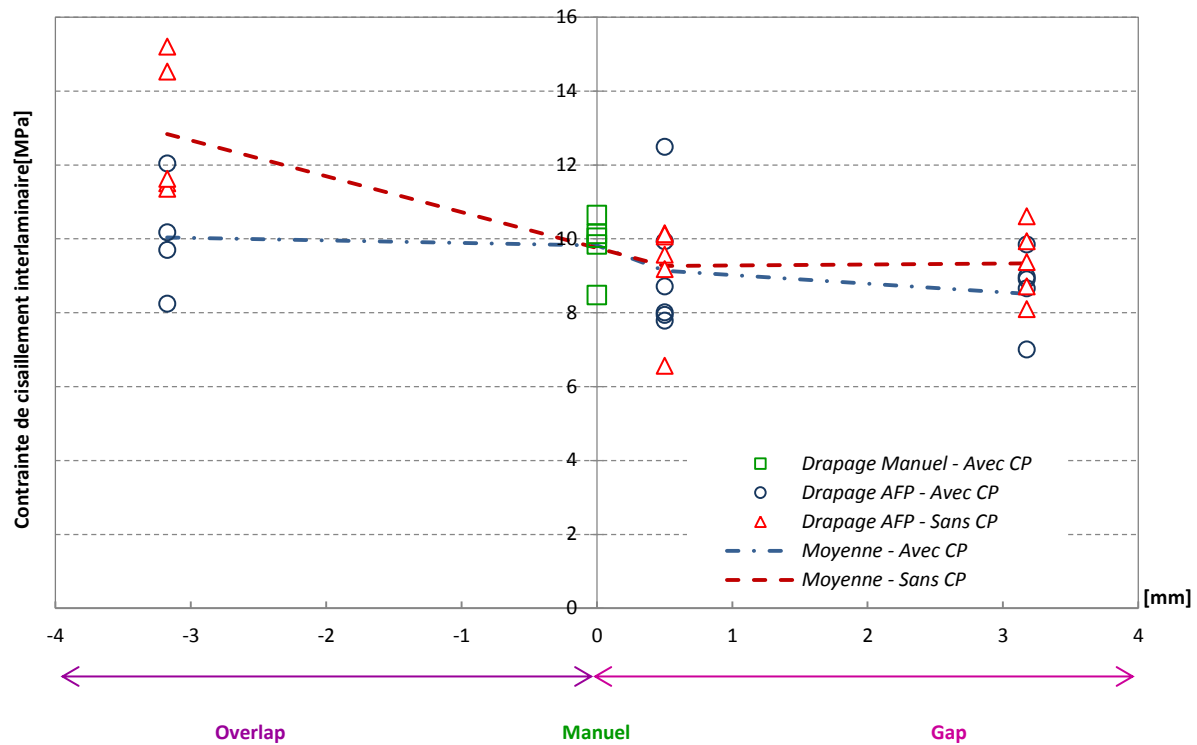


**Figure IV. 5** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité après les essais de cisaillement interlaminaire, empilement  $[90_4/0_3/90_4]$ : (i) Stratifié de référence drapé manuellement ; (ii) Stratifié de référence drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm drapé par AFP

Ces microstructures montrent que, quelles que soient la nature et la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage, les ruptures des échantillons sont localisées dans les plis inférieurs orientés à  $90^\circ$ . Ces dernières ne sont pas dues aux contraintes de cisaillement

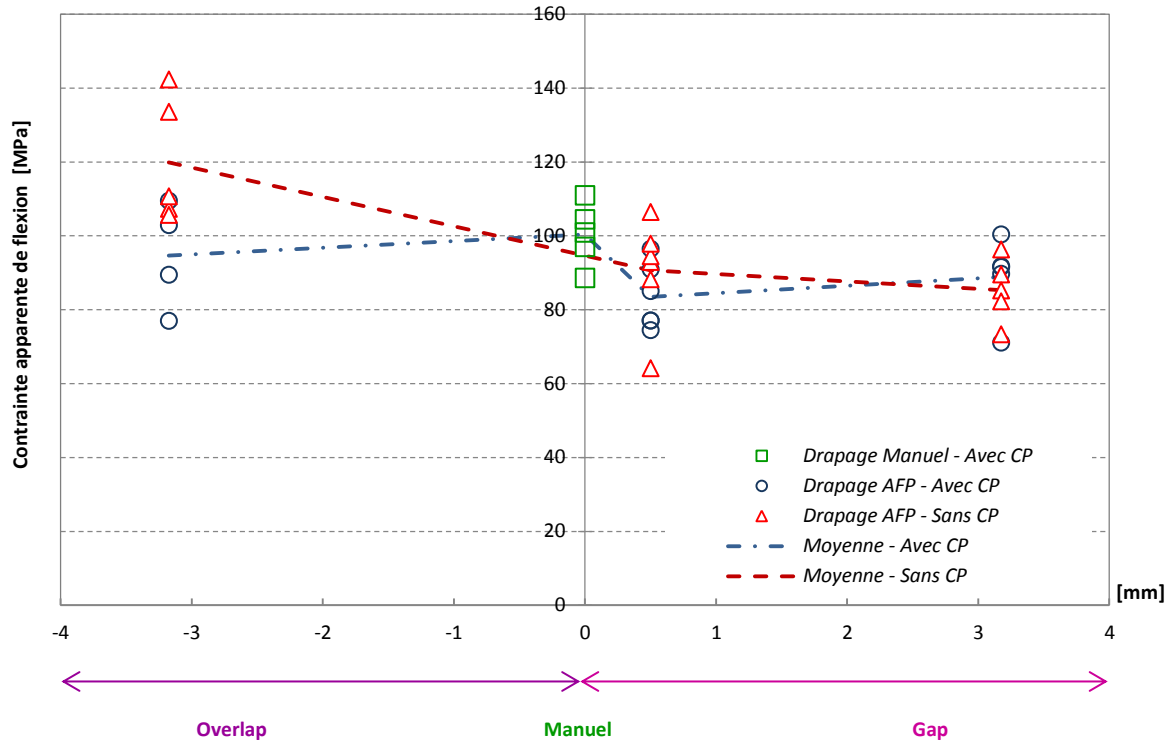
interlaminaire mais à la rupture en traction transverse. Les efforts de traction imposés sur la surface inférieure des éprouvettes (surface convexe) lors de la sollicitation sont ainsi plus néfastes que les contraintes de cisaillement, présentes sur l'axe neutre, et les efforts de compression sur la surface supérieure des stratifiés (surface concave). Ces ruptures en traction transverse entraînent cependant, dans les échantillons contenant un gap et un overlap de la largeur de 3,175 mm polymérisés sans contre plaque (Figure IV. 5 (iii – iv)), du délaminage entre les plis orientés à  $90^\circ$  et les plis orientés à  $0^\circ$ . La consolidation entre les plis est donc moins importante que lorsque la cuisson en autoclave est réalisée avec une contre plaque. La pression exercée par le rouleau lors du drapage par placement de fibres automatisé permet néanmoins de favoriser l'adhésion entre les différents plis des stratifiés contrairement au stratifié drapé manuellement.

Les éprouvettes ayant rompu en traction transverse, il est cependant possible d'obtenir une information sur la résistance au délaminage en la considérant supérieure à la contrainte apparente en cisaillement interlaminaire déterminée à partir de l'Equation II.10 définie dans le Chapitre II. La Figure IV. 6 illustre les résistances au délaminage déterminées pour les différents stratifiés étudiés. Pour calculer cette résistance, les dimensions dans la zone de rupture des échantillons ont été utilisées ainsi que la charge correspondant au premier endommagement au sein des éprouvettes. Les résultats montrent que la présence d'un gap de référence (0,5 mm) ou d'un gap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné a peu d'influence sur la résistance au délaminage quelles que soient les conditions de cuisson en autoclave (avec ou sans contre plaque). La présence d'un overlap de 3,175 mm entraîne quant à lui une augmentation de cette contrainte principalement lorsque la polymérisation en autoclave est réalisée sans contre plaque soit plus de 25 % par rapport à la plaque de référence drapée par AFP et polymérisée dans les mêmes conditions. La forte surépaisseur de l'échantillon ajoutée à la variation de la microstructure explique ces résultats.



**Figure IV. 6** - Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

Le chargement des éprouvettes étant complexe, il est également possible d'obtenir les valeurs de contrainte en flexion sur appuis rapprochés à partir de l'Equation II.11 définie dans le Chapitre II. La Figure IV. 7 illustre les contraintes de flexion apparentes déterminées pour les différents stratifiés étudiés. Pour calculer cette contrainte, les dimensions dans la zone de rupture des échantillons ont été utilisées. La charge utilisée correspond quant à elle à la charge maximale avant le premier endommagement des éprouvettes. Les résultats montrent des tendances similaires à la résistance au délaminage en fonction de la nature et de la géométrie des singularités ainsi que des conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque. L'introduction d'un overlap lors de la phase de drapage dans les stratifiés a donc plus d'influence sur la contrainte de flexion que la présence d'un gap de référence ou d'un gap équivalent à la largeur d'un demi-ruban de préimprégné.



**Figure IV. 7** - Variation de la contrainte apparente de flexion sur appuis rapprochés des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$

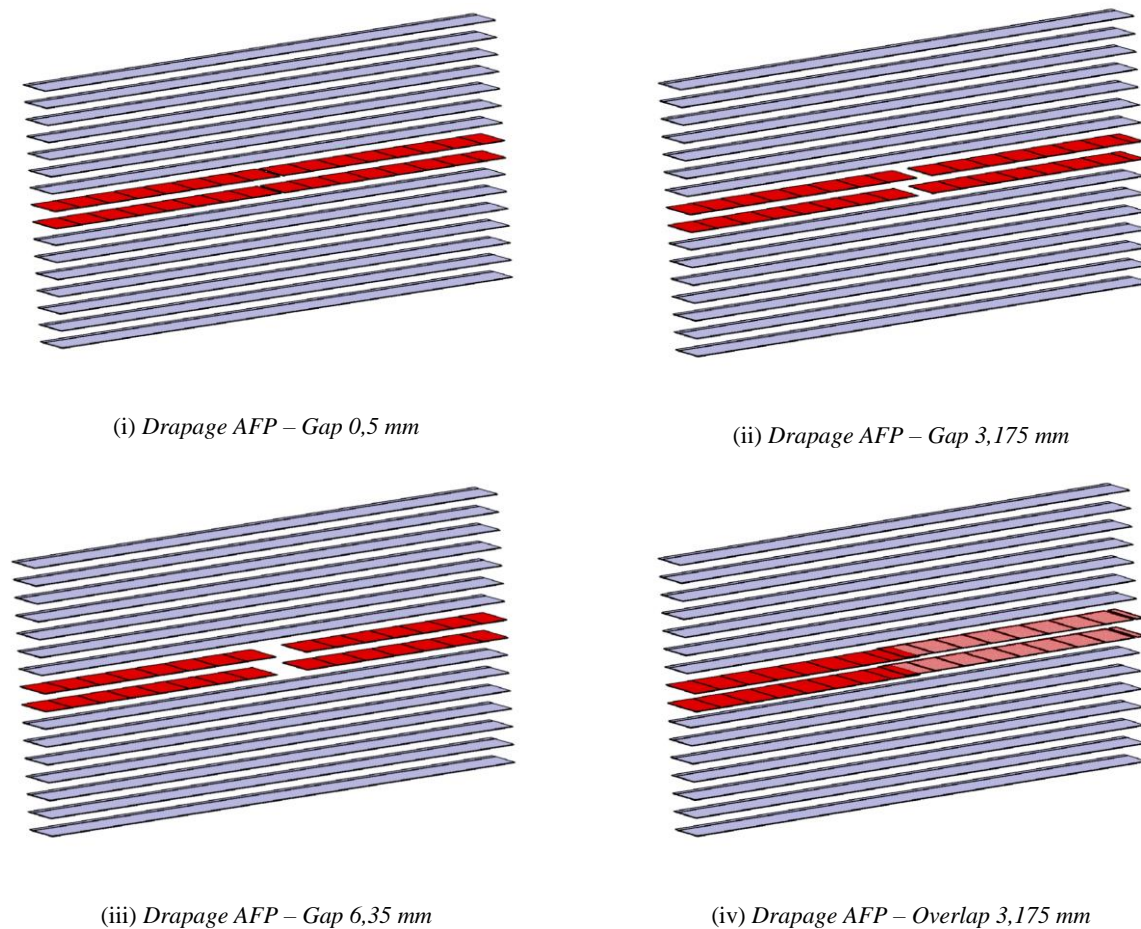
## 1.2. Propriétés en cisaillement interlaminaire des plis orientés à $0^\circ$

### 1.2.1. Description des éprouvettes

La seconde séquence d'empilement utilisée pour les essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés est constituée de plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  de configuration  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$ . Les singularités, introduites lors de la phase de drapage par placement de fibres automatisé, ont systématiquement été localisées au centre des échantillons et superposées les unes par rapport aux autres dans les deux plis centraux orientés à  $90^\circ$  (Figure IV. 8). Pour cette étude, la singularité de référence (gap 0,5 mm), les singularités gap de 3,175 mm et 6,35 mm ainsi que la singularité overlap de 3,175 mm ont été étudiées. Des lots de cinq éprouvettes ont ainsi été testés pour chaque configuration de singularité polymérisés avec et sans contre plaque.

Suite au drapage des plaques, la cuisson en autoclave a été réalisée en respectant les conditions de mise en œuvre décrites dans le Chapitre II de ce manuscrit.



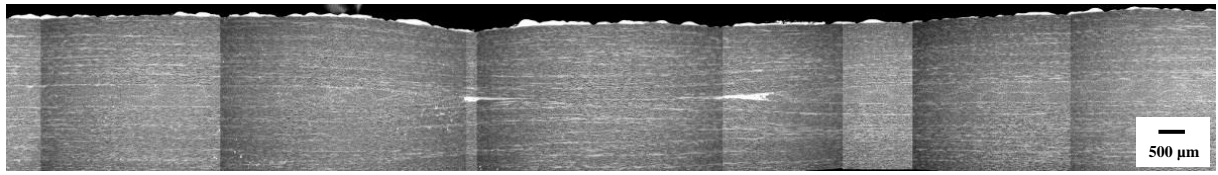


**Figure IV. 8** - Représentation schématisée des singularités présentes dans l'empilement  $[0^\circ/90^\circ/0^\circ/0^\circ/90^\circ]$

### 1.2.2. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

La configuration de ces stratifiés se rapproche des microstructures observées dans le Chapitre III (Paragraphe 2.3, Figure III.23) pour la séquence d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$ . Tout comme les stratifiés réalisés pour les essais de compression, les singularités ont été introduites dans les deux plis centraux orientés à  $90^\circ$ . Les observations faites sur ces échantillons ont montré que la présence d'une contre plaque ne permettait pas systématiquement la cicatrization complète des singularités lorsque celles-ci sont de géométrie importante, comme par exemple un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné soit 6,35 mm (Figure IV. 9). Cependant, dans le cas de la présence d'une singularité de plus petite dimension, la cicatrization du stratifié est complète. La présence d'une contre plaque permet également de limiter les fluctuations d'épaisseur des échantillons (Figure IV. 10) contrairement aux stratifiés polymérisés sans contre plaque dans lesquels les singularités ont un fort impact sur l'organisation de la microstructure.

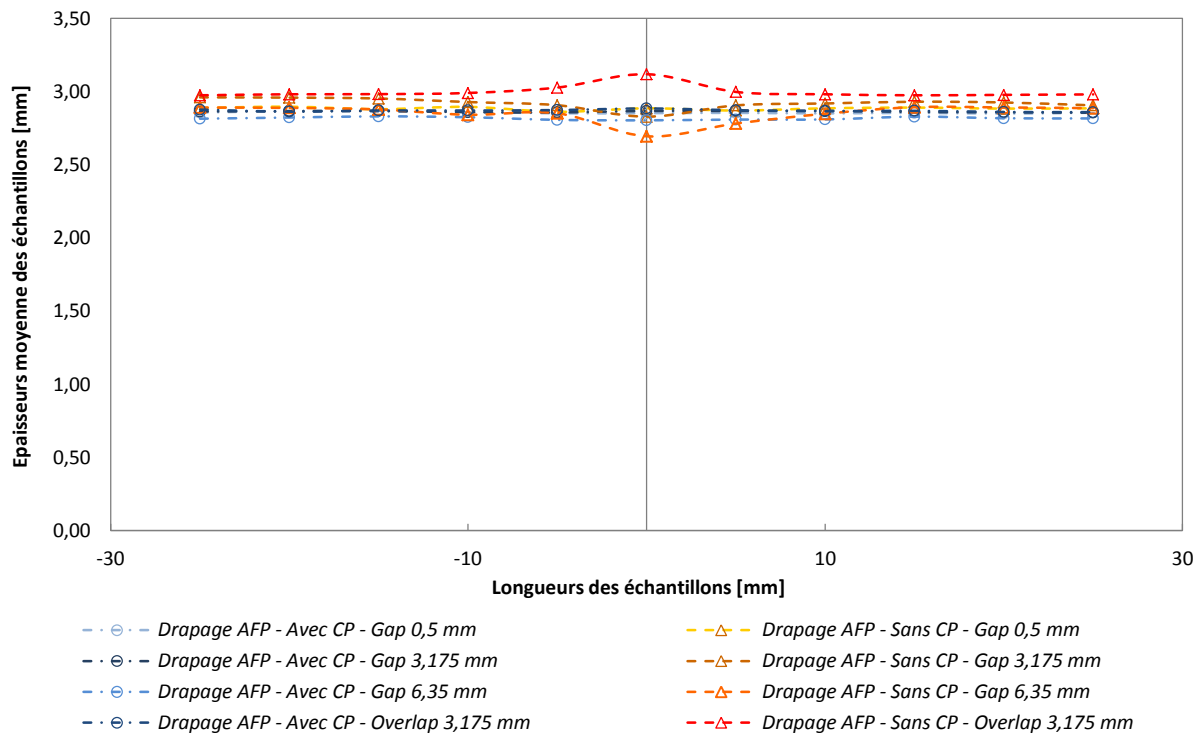
(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



**Figure IV. 9** - Rappel de la microstructure d'un stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$ : (i) Polymérisation sans contre plaque ; (ii) Polymérisation avec contre plaque



**Figure IV. 10** - Evolution de l'épaisseur des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$

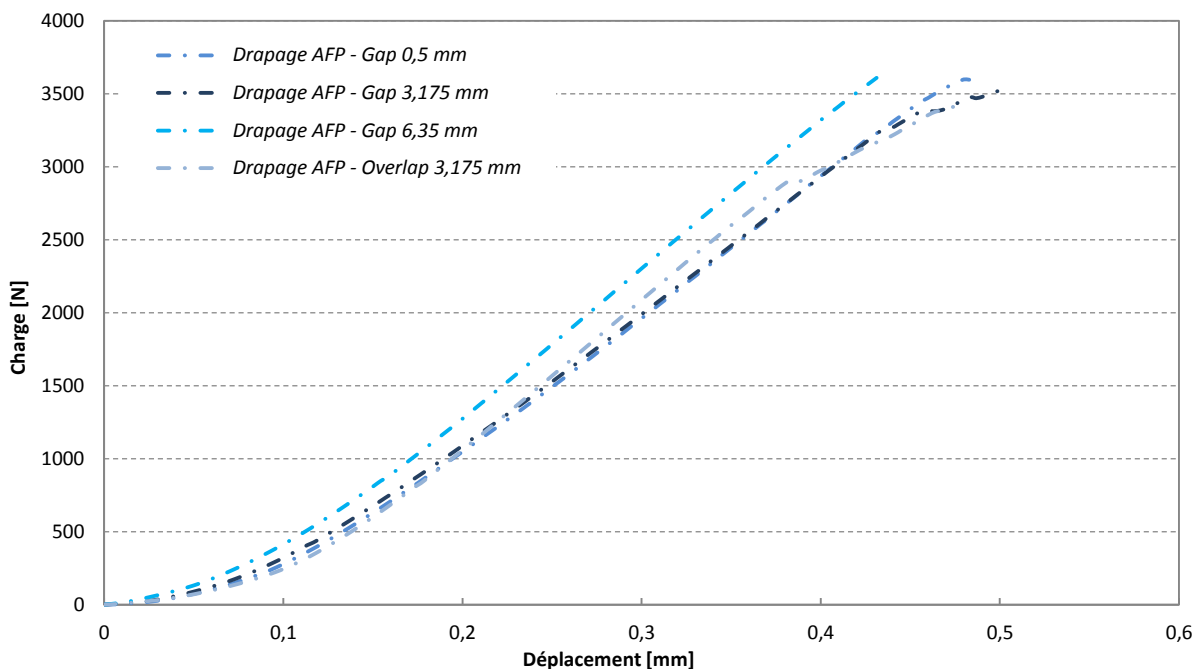
### 1.2.3. Résultats des essais mécaniques

Les essais de cisaillement interlaminaire en flexion 3 points sur appuis rapprochés ont, comme les essais précédents, été réalisés en respectant les conditions d'essais décrites dans le Chapitre II. Les éprouvettes ont été découpées de manière à ce que les singularités soient localisées au centre des échantillons comme illustré sur la Figure IV. 3. L'épaisseur moyenne des



échantillons étant d'environ 3 mm, la distance entre les appuis inférieurs a été définie à 15 mm afin de respecter les conditions d'appuis fixées à 5 fois l'épaisseur.

La Figure IV. 11 illustre les courbes charge-déplacement issues des essais pour les éprouvettes de références drapées par AFP (gap de 0,5 mm), les éprouvettes contenant un gap de 3,175 mm, celles contenant un gap de 6,35 mm ainsi que celles contenant un overlap de la largeur d'un ruban de préimprégné (gap de 3,175 mm) polymérisées avec une contre plaque uniquement. Quelle que soit la nature des singularités introduites lors de la phase de drapage, le comportement en flexion 3 points sur appuis rapprochés est identique. Cependant, la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) entraîne une augmentation de la charge plus importante.

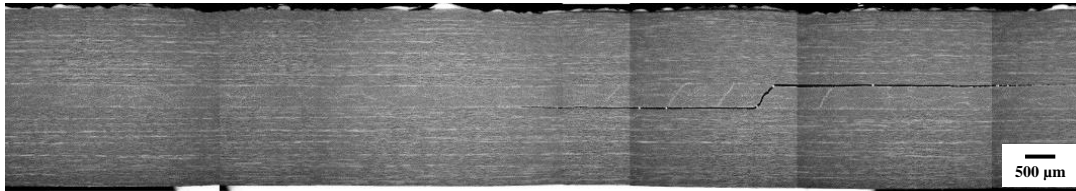


**Figure IV. 11** - Courbes force – déplacement issues de la sollicitation en flexion 3 points sur appuis rapprochés des éprouvettes de référence, des éprouvettes contenant un gap et un overlap de 3,175 mm et des éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm polymérisées avec une contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

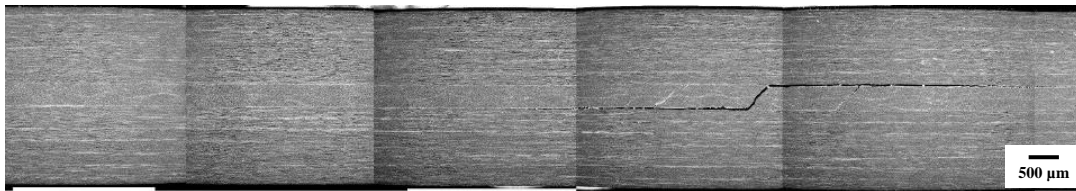
La Figure IV. 12 illustre les microstructures des éprouvettes, pour chacune des singularités étudiées, suite aux essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés. Pour toutes les singularités testées, l'ensemble des éprouvettes a rompu en cisaillement interlaminaire. En effet, les ruptures sont situées dans les plis centraux orientés à  $90^\circ$ . Du délaminage est également présent à l'interface entre les plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Les ruptures sont principalement localisées entre le rouleau d'effort et un des rouleaux d'appui. La présence des singularités, introduites aux centres des échantillons lors de la phase de drapage, n'a donc aucune influence sur la position

de l'endommagement des stratifiés étudiés. Cette observation n'est cependant pas validée pour les échantillons contenant un overlap de 3,175 mm et polymérisés sans contre plaque. En effet, la rupture des plis orientés à 90° est localisée au centre de l'échantillon, dans la zone d'introduction des singularités. La présence d'une zone riche en fibres et d'une variation de l'épaisseur de ce stratifié explique ce phénomène.

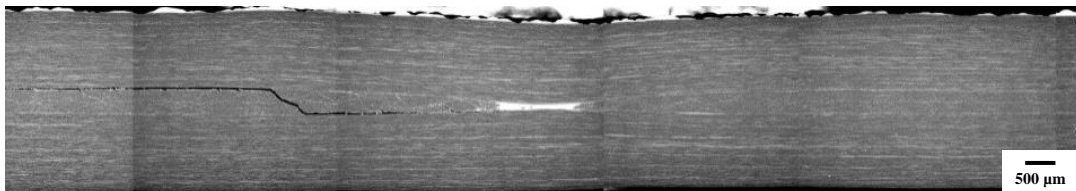
(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



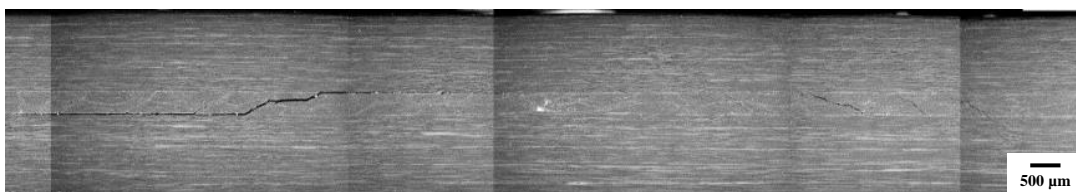
(i) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



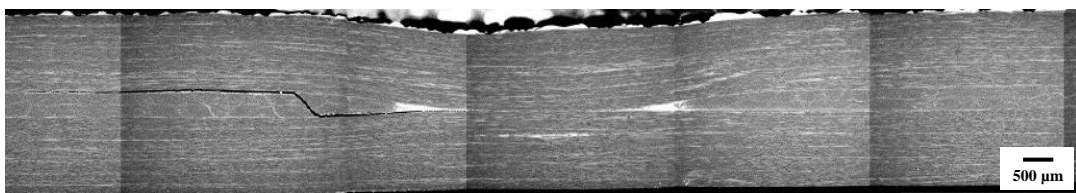
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



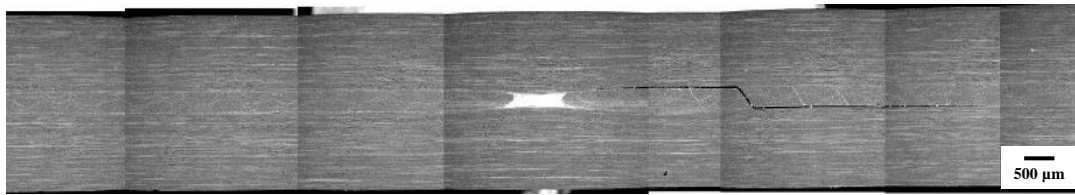
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



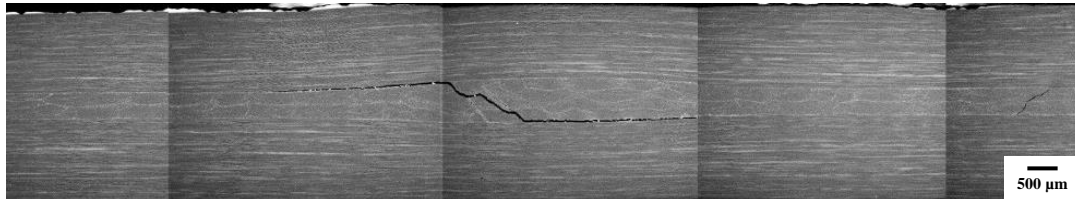
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



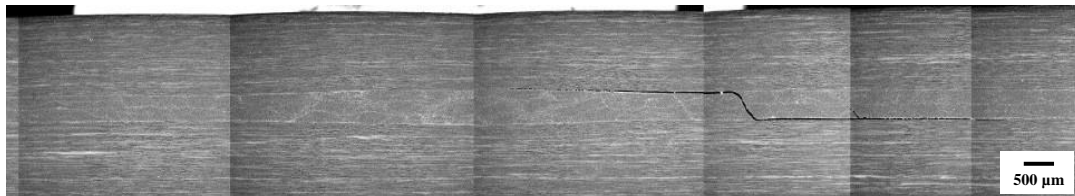
(iii) *Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm*



(iv) *Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm*

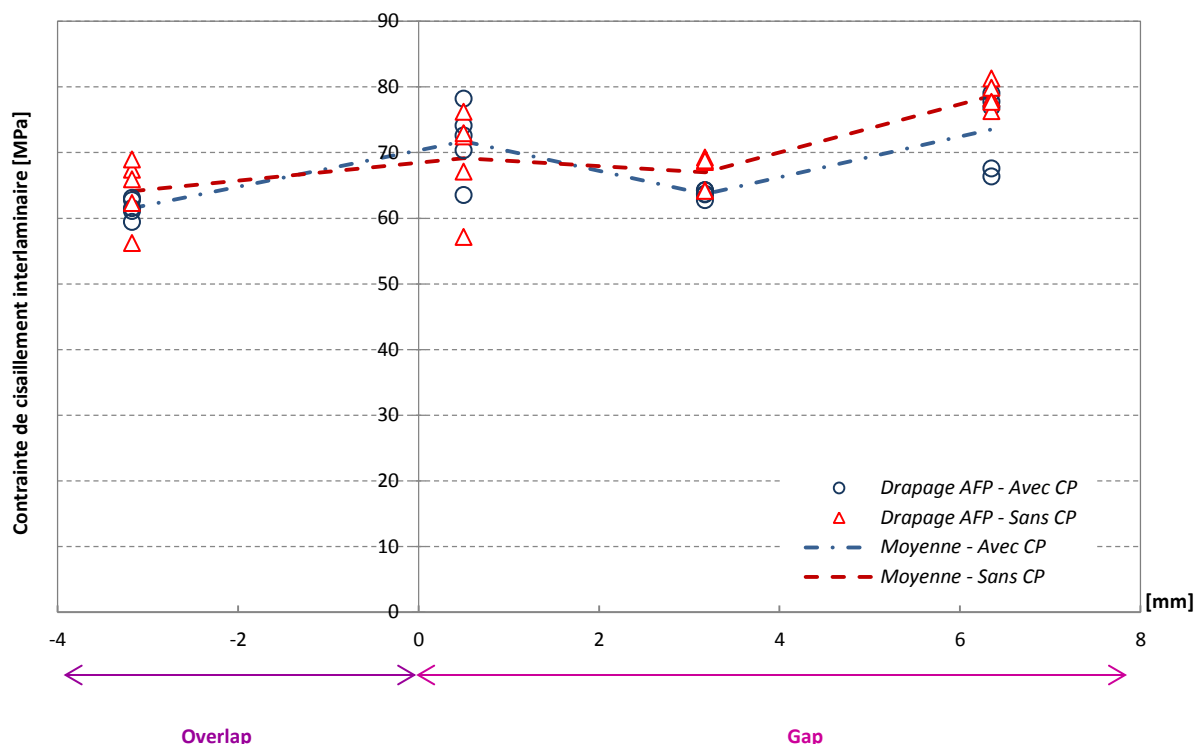


(iv) *Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm*



**Figure IV. 12** - Microstructures des stratifiés dans la zone de singularité après les essais de cisaillement interlaminaire, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$ : (i) Stratifié de référence drapé par AFP ; (ii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm drapé par AFP

La Figure IV. 13 illustre les résistances au délaminage pour les différents stratifiés étudiés. Elles ont été déterminées à partir de l'Equation II.10 définie dans le Chapitre II. La charge correspondant au premier endommagement ainsi que les dimensions moyennes des éprouvettes ont été utilisées. Ces résultats montrent que l'introduction de singularité au sein des stratifiés lors de la phase de drapage n'a pas d'influence significative sur les propriétés en cisaillement interlaminaire. En effet, quelles que soient la nature et la géométrie des singularités, les contraintes sont du même ordre de grandeur. La présence d'un gap de 6,35 mm polymérisé sans contre plaque engendre tout de même une légère augmentation des propriétés en cisaillement interlaminaire, de l'ordre de 2,5 % par rapport aux échantillons de référence (gap 0,5 mm). La variation locale de l'épaisseur au centre des échantillons explique ces résultats.



**Figure IV. 13** - Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_7/0^\circ_7]$

### 1.3. Bilan

L'objectif des essais de cisaillement interlaminaire sur appuis rapprochés était de disposer d'un test mécanique simple permettant de mettre en évidence l'impact de la présence des singularités sur les propriétés des stratifiés de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$  et  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$ . Cependant l'objectif n'a pas été atteint. En effet, lors de réalisation des premiers essais sur le premier empilement étudié, les stratifiés sollicités ont systématiquement rompu en traction transverse dans les plis inférieurs orientés à  $90^\circ$ . L'essai de flexion 3 points avec appuis rapprochés est ainsi limité par l'hétérogénéité du chargement très perturbé qui favorise les concentrations de contrainte ou de déformation dans les plis transverses [135]. Ce mode de rupture peut également être dû à la configuration de l'empilement composé de plis transverses qui favorise la rupture en traction, principal point faible des stratifiés unidirectionnels. La détermination de la contrainte de flexion sur appuis rapprochés met en évidence l'influence de la nature de la singularité introduite lors de la phase de drapage. En effet, la présence d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné a des propriétés plus importantes en flexion que celle d'un gap de même dimension du fait d'avoir une zone riche en fibres quelle que soit la cuisson réalisée, avec ou sans contre plaque. Les essais réalisés sur le second

empilement n'ont quant à eux pas permis de mettre en exergue une diminution ou une augmentation importante des propriétés en fonction de la nature et de la géométrie des singularités analysées. La présence de plis orientés à  $0^\circ$  à l'extérieur des stratifiés permet néanmoins de favoriser la rupture des échantillons en cisaillement interlaminaire.

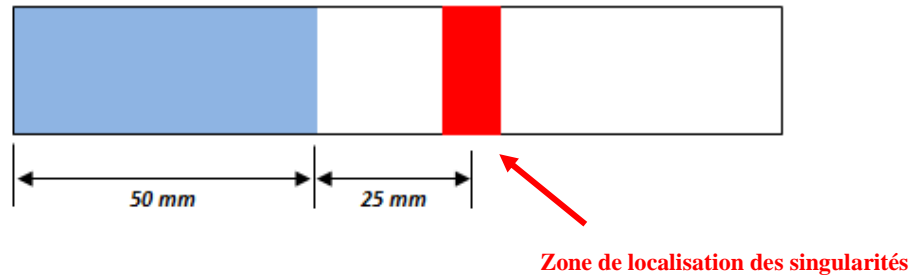
## **IV.2 Etude du délaminage en Mode I et en Mode II**

Pour étudier les propriétés entre les plis des stratifiés, des essais de délaminage en mode I et en mode II ont été réalisés dans la suite de ces travaux. L'objectif est de déterminer l'influence des singularités sur la propagation de fissures au sein des stratifiés.

### **2.1. Description des éprouvettes**

La séquence d'empilement utilisée pour les essais de délaminage en mode I et en mode II est identique à celle utilisée pour les essais de cisaillement interlaminaire. En effet, l'empilement de configuration  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  a une épaisseur suffisante pour rester dans l'hypothèse des petits déplacements permettant ainsi de déterminer les propriétés de délaminage. Les expérimentations sont généralement réalisées sur des éprouvettes unidirectionnelles composées uniquement de plis à  $0^\circ$  afin de permettre la propagation de fissures entre les plis. Dans le cadre de ces travaux, deux plis transverses orientés à  $90^\circ$  ont cependant été introduits au centre des stratifiés (Figure IV. 8). Ces plis, dans lesquels les singularités ont été introduites lors de la phase de drapage, permettent d'étudier une situation critique de propagation de fissures.

Les plaques drapées pour les essais de délaminage sont de dimensions 200 mm par 200 mm. Les singularités ont été introduites dans les deux plis transverses orientés à  $90^\circ$  à 75 mm du bord des éprouvettes (Figure IV. 14). Elles ont ainsi été positionnées l'une sur l'autre. Le film en téflon a quant à lui été inséré au centre des stratifiés lors de la phase de drapage, c'est-à-dire entre les deux plis à  $90^\circ$ , afin de permettre la propagation de la fissure à travers les singularités. Les gaps et overlaps sont ainsi introduits à 25 mm du film de téflon (représenté en bleu sur la Figure IV. 14). Cette distance permet d'initier une longueur de fissure suffisante avant de se développer dans la zone où il y a une singularité pour mesurer leur impact sur les propriétés mécaniques.



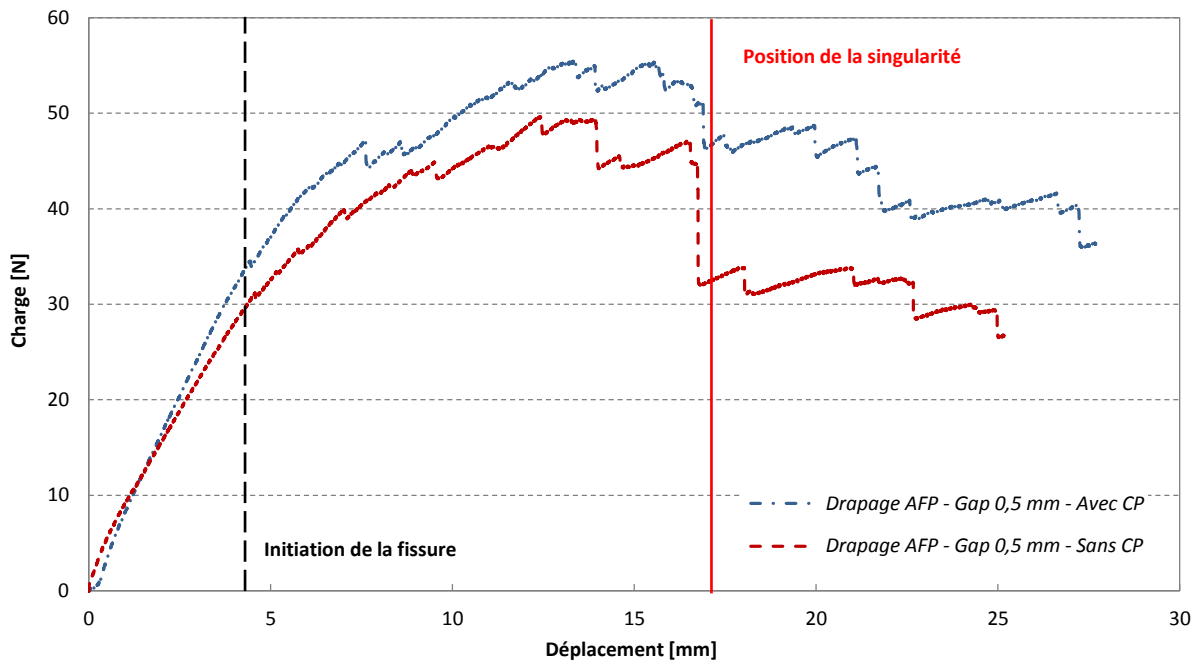
**Figure IV. 14** - Schématisation des stratifiés réalisés pour les essais de délaminage

Après le drapage des plaques, celles-ci ont été cuites en autoclave en respectant les conditions de mise en œuvre détaillées dans le Chapitre II. Les plaques ont ainsi été polymérisées avec et sans contre plaque. Les microstructures ainsi que l'analyse de l'épaisseur des échantillons sont présentées dans la première la première partie de ce chapitre (paragraphe IV.1 (1.2)).

## 2.2. Résultats des essais mécaniques pour le délaminage en Mode I

Les essais de délaminage en mode I ont été réalisés en respectant les conditions de tests décrites dans le Chapitre II. La Figure IV. 15 illustre les courbes charge-déplacement issues des essais de délaminage en mode I pour les éprouvettes de références drapées par AFP (gap de 0,5 mm) polymérisées avec et sans contre plaque. Ces courbes montrent trois zones bien distinctes. Dans la première partie, la charge augmente de façon linéaire avec le déplacement imposé (comportement élastique du matériau) jusqu'à l'amorçage du délaminage. L'amorçage est ainsi défini au moment où un changement de pente est observé.

Une augmentation de la charge correspondant à la croissance de la fissure est ensuite constatée. Une élévation importante de cet effort peut être associée à la création de pont de fibres entraînant une perturbation locale de la réponse mécanique des éprouvettes [136-138]. Ces ponts de fibres sont ainsi principalement dépendants de la fraction volumique des fibres, de leur parallélisme, de la rigidité des éprouvettes, des caractéristiques de la matrice ainsi que de l'interface entre les fibres et la matrice. Ces ponts peuvent également favoriser la création de fissures hors plan [139]. La Figure IV. 16 illustre la présence de ponts de fibres sur une éprouvette de référence drapée par AFP sollicitée en Mode I. La propagation du délaminage se traduit ensuite par un pseudo plateau illustrant une diffusion de fissure. La chute brutale de la force lors de l'essai peut ainsi être représentative de rupture de ponts de fibres.



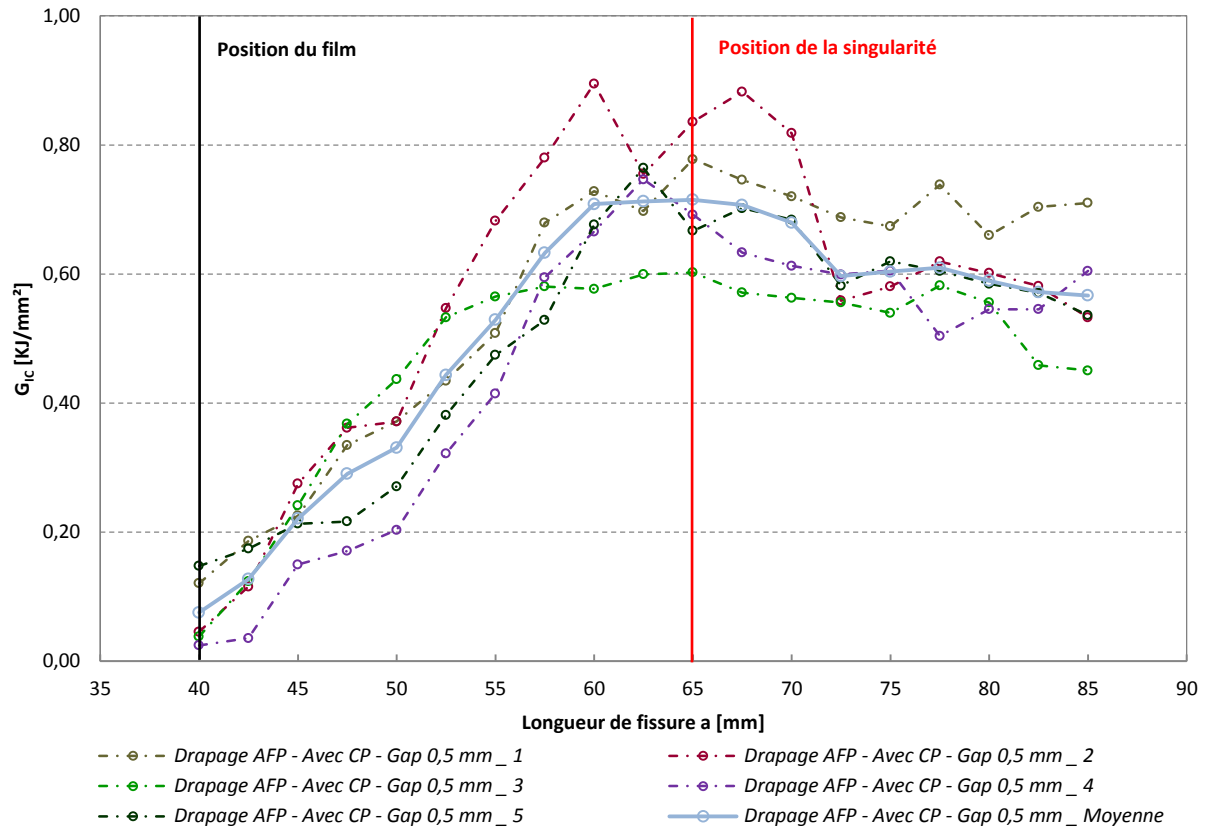
**Figure IV. 15** - Courbes force-déplacement issues de la sollicitation en Mode I des éprouvettes de référence polymérisées avec et sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



**Figure IV. 16** - Photographie d'une éprouvette de référence drapée par AFP (gap 0,5 mm) testée en Mode I avec la présence de pont de fibre entre les deux plis centraux orientés à 90°, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Les essais de délaminage en mode I permettent par la suite de déterminer le taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure. La Figure IV. 17 illustre les courbes obtenues pour les 5 éprouvettes de références, polymérisées avec une contre plaque, sollicitées en mode I. Ce taux correspond à l'énergie par unité de surface nécessaire à la propagation de la fissure à travers les éprouvettes. Il est déterminé à partir de l'Equation II.14 définie dans le Chapitre II. Ces courbes montrent une reproductibilité des essais avec un comportement similaire du taux de restitution d'énergie pour l'ensemble des éprouvettes testées avec une même configuration de singularité. Une première partie de courbe illustre une augmentation du

taux de restitution d'énergie avec l'avancement de la fissure à travers les éprouvettes qui tend ensuite à se stabiliser à proximité de la singularité introduite lors de la phase de drapage. Une légère diminution du  $G_{IC}$  est ensuite constatée une fois la zone de singularité passée. Ces observations sont identiques pour l'ensemble des stratifiés contenant différentes natures et géométries de singularité quelles que soient les conditions de cuisson en autoclave. L'ensemble des courbes sont ainsi présentées dans l'Annexe n°3 de ce manuscrit.

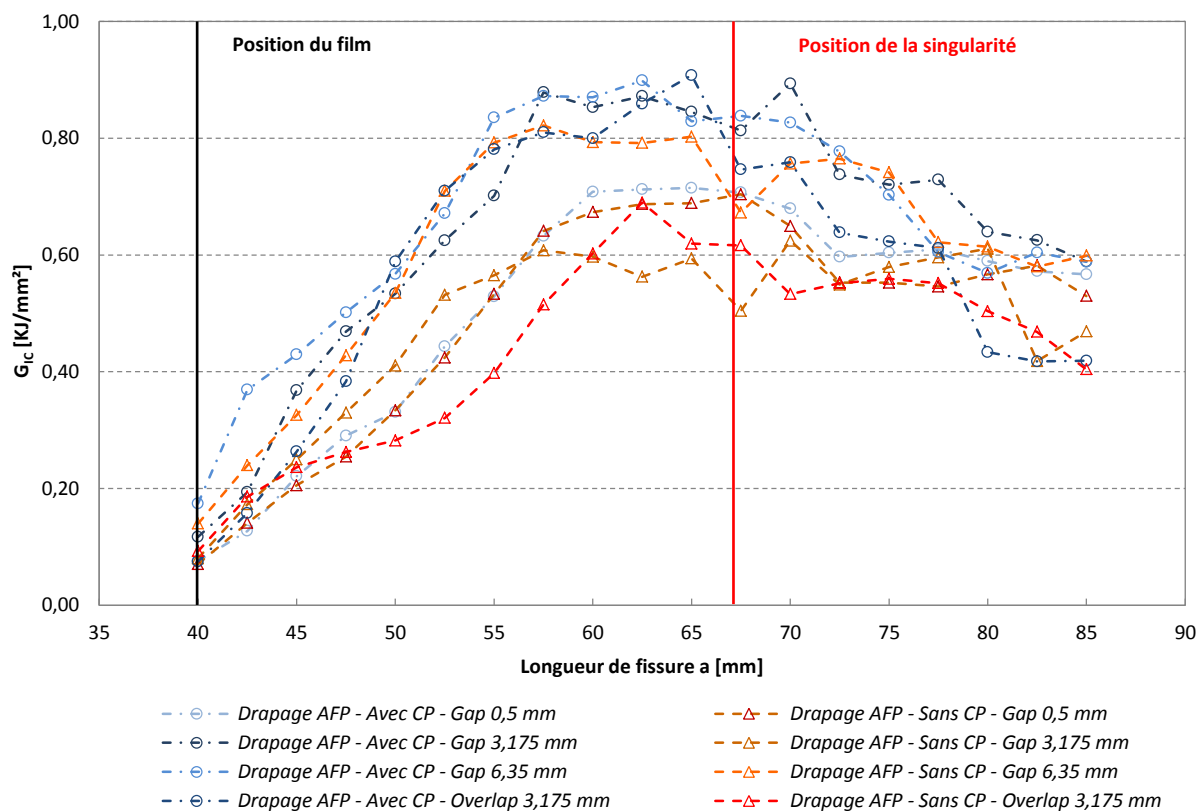


**Figure IV. 17** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de références sollicitées en Mode I polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Le taux de restitution d'énergie en fonction de la longueur de fissure pour l'ensemble des stratifiés étudiés est quant à lui illustré sur la Figure IV. 18. Les courbes obtenues montrent le comportement moyen des cinq éprouvettes sollicitées pour chacune des configurations de singularité. Les différentes courbes illustrées montrent une évolution de ce taux en fonction de la longueur de fissure identique quelle que soient les singularités introduites lors de la phase de drapage. Les stratifiés de référence contenant un gap de 0,5 mm, polymérisés avec et sans contre plaque, ont ainsi un comportement très proche. Ces courbes illustrent cependant des valeurs de taux de restitution d'énergie différentes en fonction des conditions de mise en œuvre. En effet, les stratifiés polymérisés avec une contre plaque résistent généralement mieux

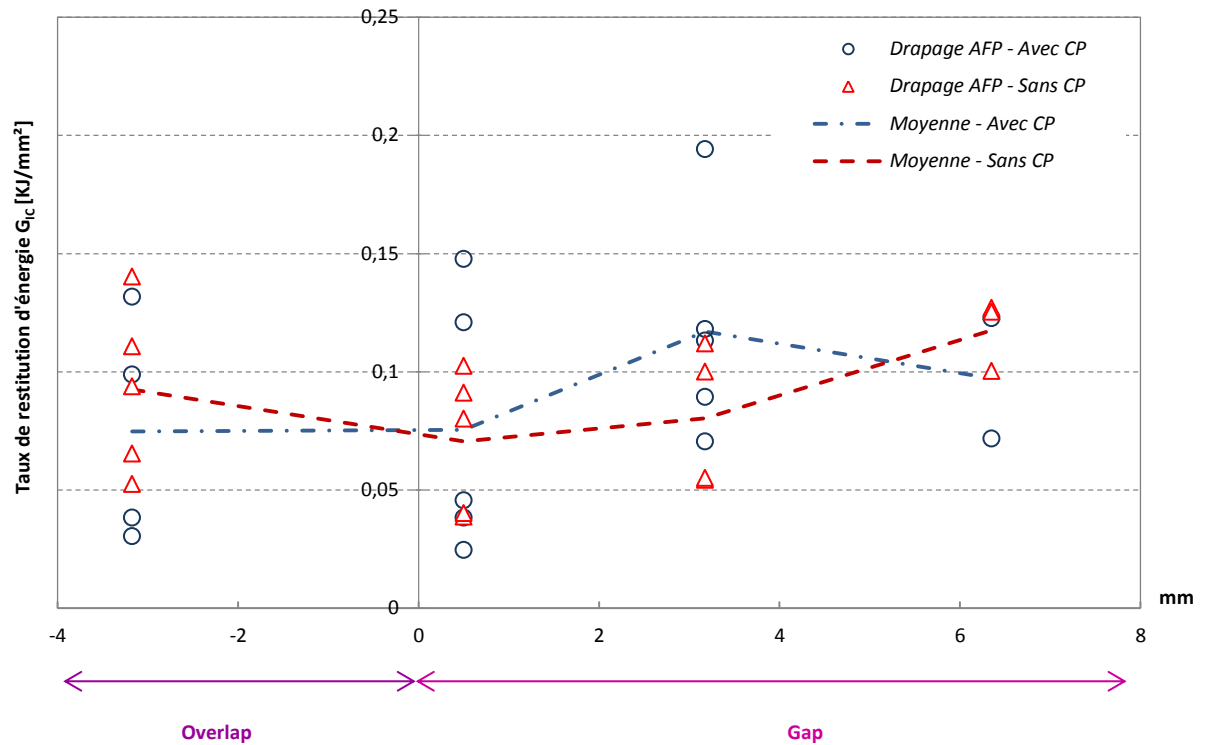


à la propagation de fissure avec un taux de restitution d'énergie plus important que les stratifiés polymérisés sans contre plaque. Une charge plus importante est ainsi nécessaire pour permettre la propagation de la fissure au sein des éprouvettes. Ces observations peuvent s'expliquer par une meilleure homogénéité des stratifiés grâce à la mise en œuvre en autoclave avec une contre plaque permettant une répartition plus homogène de l'orientation des efforts sous l'effet de la pression hydrostatique. Les valeurs élevées du taux de restitution d'énergie, jusqu'à 1 KJ/m<sup>2</sup>, sont principalement dues à la présence de ponts de fibres créés lors de la sollicitation de délaminage en mode I.



**Figure IV. 18** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure issues de la sollicitation en Mode I pour l'ensemble des stratifiés étudiés polymérisés avec et sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Les valeurs des taux de restitution d'énergie à l'amorçage de la fissure, pour les différentes natures et géométries des singularités, sont illustrées sur la Figure IV. 19. Les valeurs de ces taux ont été déterminées juste avant la première microfissuration créée par la propagation de la fissure au sein des éprouvettes. Elles correspondent à la déviation de linéarité de la courbe charge-déplacement obtenue lors des essais de délaminage en mode I. Les taux moyens de restitution d'énergie sont ainsi compris entre 0,06 KJ/mm<sup>2</sup> et 0,12 KJ/mm<sup>2</sup>.



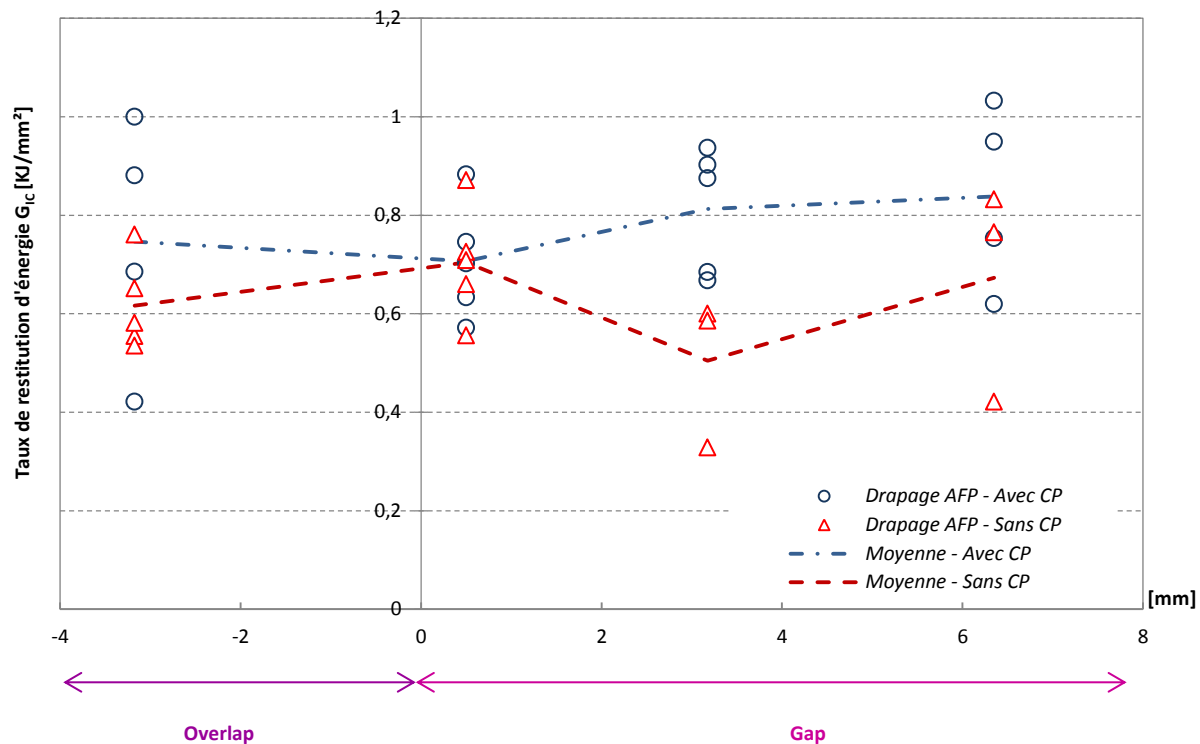
**Figure IV. 19** - Variation du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  dans la zone d'amorçage de la fissure (positionnée à 40 mm) en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Le Tableau IV. 1 regroupe l'ensemble des coefficients directeurs dans la zone de propagation de la fissure située entre le point d'amorçage et la zone de singularité. Ces coefficients sont obtenus à partir des courbes illustrées sur la Figure IV. 18 pour l'ensemble des singularités étudiées. Les pentes de ces courbes sont identiques pour les plaques de référence contenant un gap de 0,5 mm polymérisées avec et sans contre plaque. La présence de cette dernière lors de la cuisson en autoclave des stratifiés contenant un gap et un overlap de 3,175 mm permet de favoriser la cohésion entre les plis expliquant ainsi une augmentation de la pente  $\Delta G_{IC} / \Delta a$  lors de la propagation de la fissure. Les ponts de fibres sont plus cohésifs et donc plus difficiles à casser du fait d'une meilleure interface fibre/matrice par rapport aux stratifiés polymérisés sans contre plaque. L'absence d'une contre plaque permet cependant, dans le cas d'une géométrie de gap importante (6,35 mm), de favoriser le désalignement des plis et la perturbation de la microstructure sur une longueur importante, augmentant ainsi l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure dès son amorçage.

Mise en œuvre	Nature de la singularité	Pente $\Delta G_{IC} / \Delta a$
Sans CP	Gap 0,5 mm	0,0319
	Gap 3,175 mm	0,0313
	Gap 6,35 mm	0,0419
	Overlap 3,175 mm	0,0204
Avec CP	Gap 0,5 mm	0,0315
	Gap 3,175 mm	0,0415
	Gap 6,35 mm	0,0381
	Overlap 3,175 mm	0,0467

**Tableau IV. 1** - Tableau récapitulatif des variations de la pente  $\Delta G_{IC} / \Delta a$  dans la zone de propagation de fissure

Les valeurs du taux de restitution d'énergie dans la zone de singularité sont représentées sur la Figure IV. 20. Ces valeurs ont été déterminées à partir de l'épaisseur des échantillons au niveau des singularités afin de permettre une comparaison en fonction des singularités étudiées.

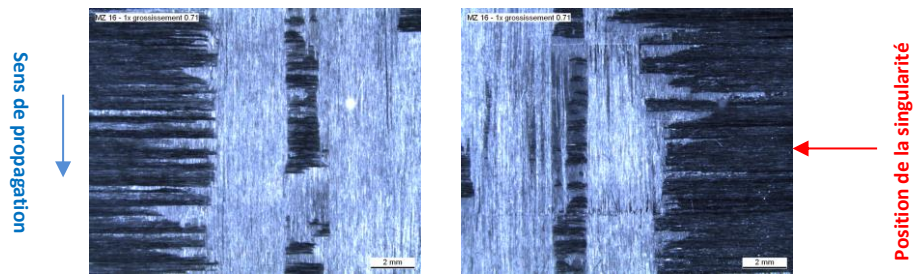


**Figure IV. 20** - Variation du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  dans la zone de singularité des stratifiés (positionnée à 67,5 mm) en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

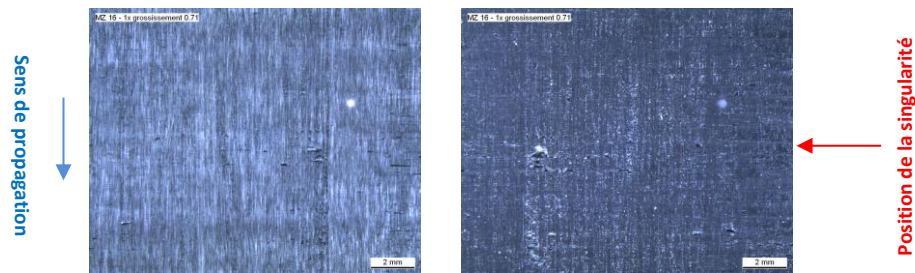
Ces résultats montrent que le taux de restitution d'énergie dissipée est dépendant de la nature de la singularité introduite lors de la phase de drapage. En effet, la présence d'un overlap tend à réduire la valeur du  $G_{IC}$  du fait d'un taux volumique local de fibres plus important dans la zone de singularité. La propagation de la fissure est ainsi facilitée entre les fibres de carbone. A l'inverse, la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (gap 6,35 mm), ne conduit pas à la propagation rapide de la fissure. Il est ainsi nécessaire d'apporter plus d'énergie, soit un effort plus important, pour permettre à la fissure de se propager à travers la zone de singularité riche en résine. Cependant, une fois l'amorçage de la fissure à travers la singularité, l'entaille se propage rapidement. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave permet aussi d'augmenter la résistance à la propagation de la fissure du fait d'une meilleure homogénéité de la matière au sein des stratifiés drapés.

Afin d'illustrer précisément l'impact des singularités sur la capacité de propagation de la fissure lors des essais de délaminage, les faciès de rupture ont été observés pour l'ensemble des stratifiés étudiés. Les photographies de ces faciès dans la zone de singularité sont illustrées sur la Figure IV. 21. Le mécanisme de propagation de la fissure consiste à son avancement dans les zones riches en matrice ou à l'interface fibre/matrice précédée du développement d'une zone de déformation plastique dans la matrice [140]. Les principaux mécanismes de rupture sont donc la fracture de la matrice ou de l'interface fibre/matrice influencés par le taux volumique de fibres locales et l'orientation entre les fibres. Dans le cas des stratifiés polymérisés sans contre plaque, la propagation de la fissure liée à la présence du film de téflon se répand dans les plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  quelles que soient la nature et la géométrie des singularités étudiées. Le plan de propagation des fissures a donc changé par rapport à la position initiale du film au sein des stratifiés. Dans le cas de ceux polymérisés avec une contre plaque lors de la cuisson en autoclave, le plan de propagation de la fissure change en fonction de la configuration des éprouvettes. En effet, dans le cas de la présence d'un gap de 0,5 mm et de 3,175 mm, la fissure présente dans les plis à  $90^\circ$  change de plan et se répand dans les plis orientés à  $0^\circ$ . Dans le cas des échantillons contenant un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné, la fissure se propage dans les plis à  $90^\circ$ . Seule la présence d'une singularité de type overlap a un impact sur la propagation de la fissure. En effet, un changement de plan de la fissure est constaté suite à son passage au sein de la singularité.

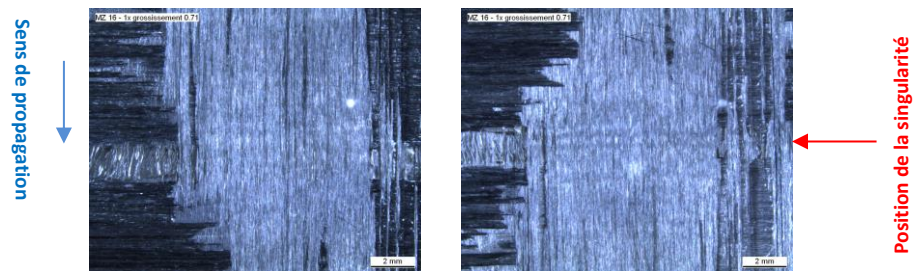
(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



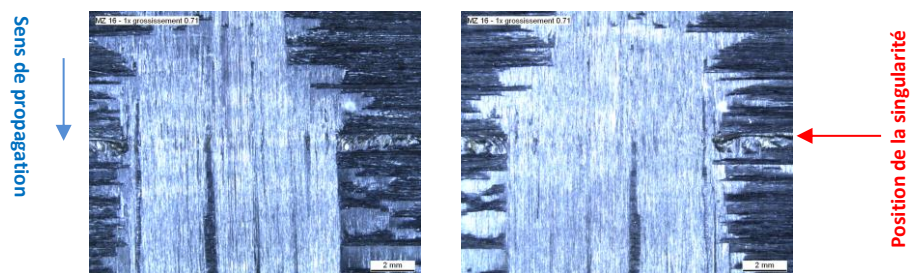
(i) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



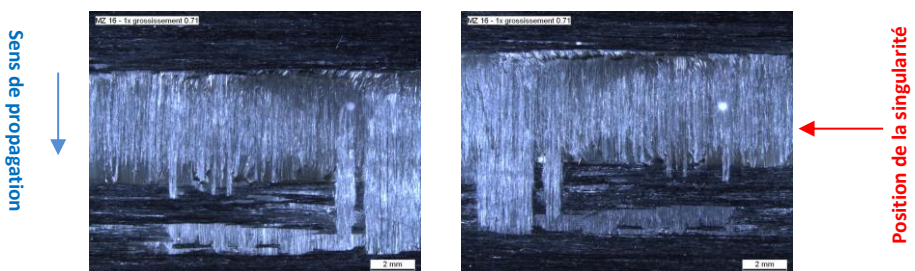
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm

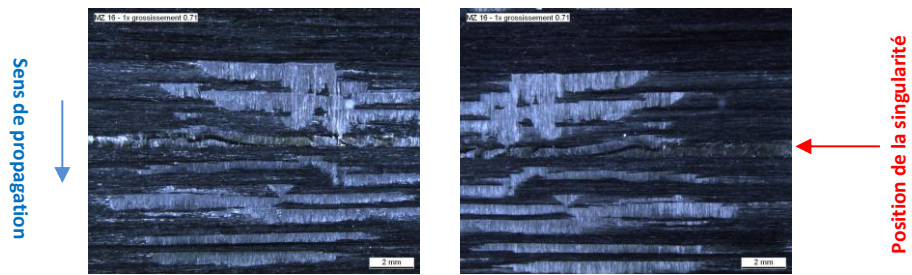


(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm

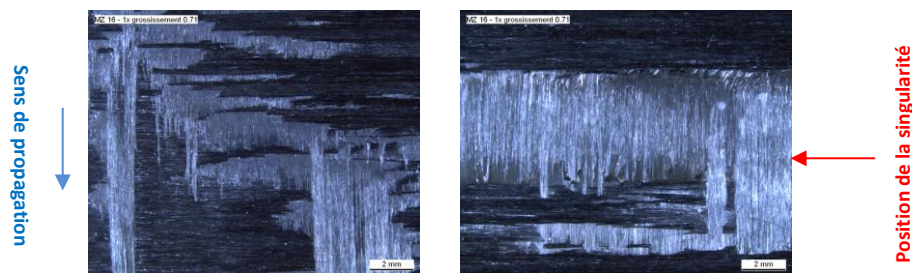




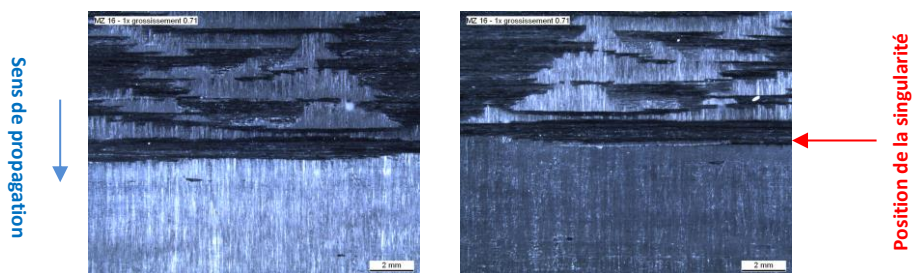
(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(iv) Drapage AFP – Sans CP – Overlap 3,175 mm



(iv) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



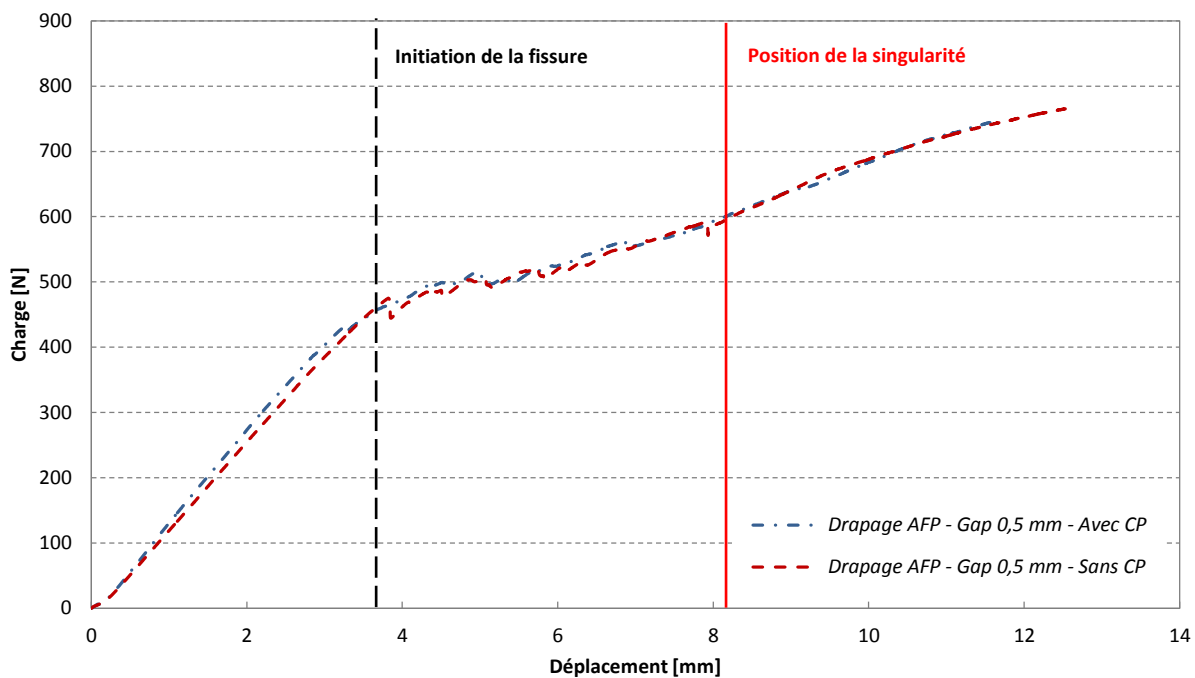
**Figure IV. 21** - Faciès de rupture des éprouvettes sollicitées en Mode I en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  : (i) Stratifié de référence drapé par AFP ; (ii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm drapé par AFP

Les essais de délaminage en mode I n'ont pas permis de mettre en évidence une interaction entre la prorogation de la fissure et la présence de singularités. En effet, l'évolution du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  est identique quelles que soient la nature et la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage.

### 2.3. Résultats des essais mécaniques pour le délaminage en Mode II

Les essais de délaminage en mode II ont été réalisés en respectant les conditions d'essais décrites dans le Chapitre II de ce manuscrit. Dans le cadre de ces travaux, l'ensemble des stratifiés réalisés a été étudié. Seule la configuration de celui contenant un overlap de 3,175 mm et polymérisé sans contre plaque n'a pas été étudiée du fait d'un défaut de découpe lors de

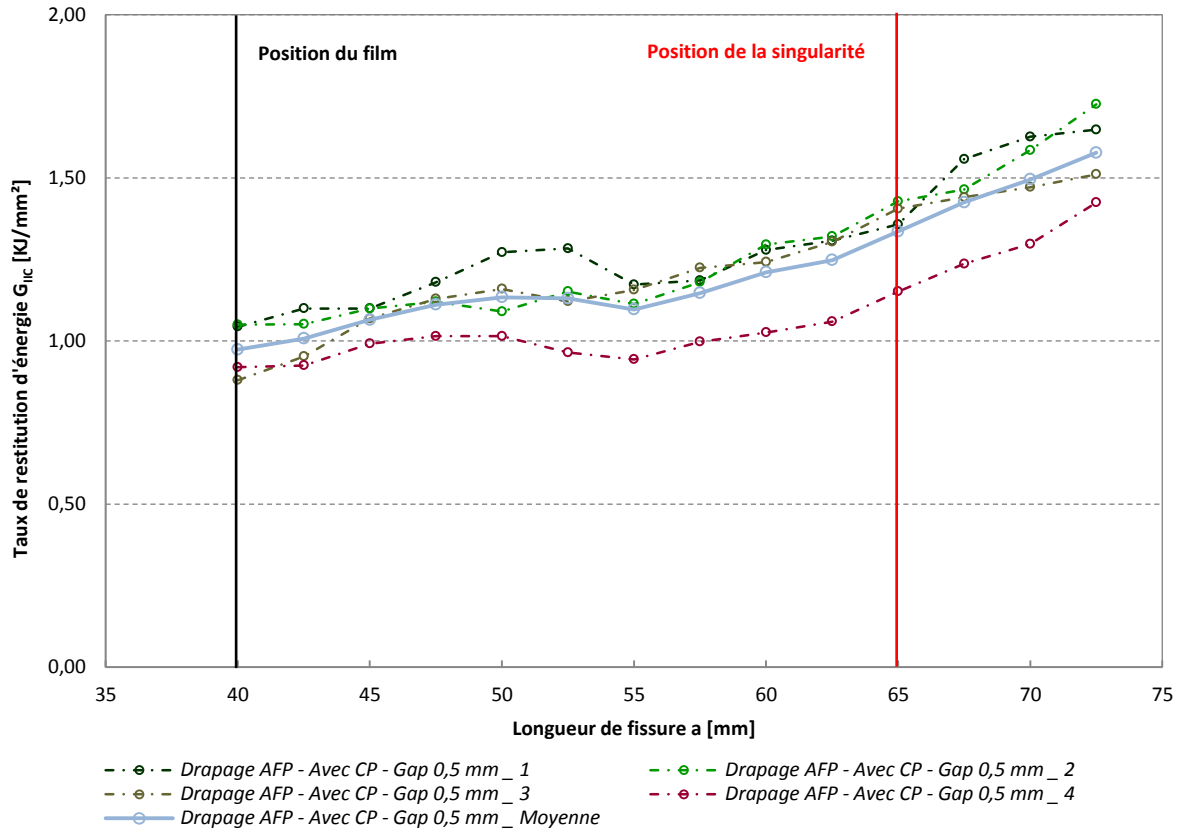
la réalisation des éprouvettes. La Figure IV. 22 illustre les courbes charge-déplacement issues des essais de délaminage en mode II pour les éprouvettes de références drapées par AFP (gap de 0,5 mm) polymérisées avec et sans contre plaque. Le comportement des éprouvettes se décompose en trois parties : la première partie de la courbe linéaire correspond au comportement élastique de l'éprouvette (les éprouvettes se déforment ainsi sous l'action de l'effort de flexion avant d'atteindre le seuil d'énergie critique de l'amorçage), la seconde traduit l'amorçage de la fissure au sein de l'éprouvette entraînant une variation locale de la résistance et enfin, la troisième partie de la courbe correspond à la propagation stable de la fissure. Pour l'ensemble des stratifiés étudiés, les ruptures complètes des éprouvettes n'ont pas été atteintes, les essais ont alors été arrêtés après la propagation de la fissure au travers des singularités introduites lors de la phase de drapage.



**Figure IV. 22** - Courbes force-déplacement issues de la sollicitation en Mode II des éprouvettes de référence et des éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm polymérisées avec et sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Les courbes illustrées sur la Figure IV. 23 représentent l'évolution du taux de restitution d'énergie  $G_{IIC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 4 éprouvettes de références, polymérisées avec une contre plaque, sollicitées en mode II. Le taux de restitution d'énergie a été déterminé à partir de l'Equation II.18 définie dans le Chapitre II. Ces courbes montrent une reproductibilité des essais avec un comportement similaire du taux de restitution d'énergie pour l'ensemble des éprouvettes testées avec une même configuration de singularité. La première partie des courbes, avec l'augmentation du  $G_{IIC}$  traduit l'apparition de microfissuration en front

de fissure qui entraîne la création de contrainte locale. Le taux de restitution d'énergie tend ensuite à se stabiliser dans une deuxième partie puis augmente à proximité de la zone de singularité. Ces observations sont identiques pour l'ensemble des stratifiés étudiés contenant différentes natures et géométries de singularité et polymérisés avec et sans contre plaque. L'ensemble des courbes est ainsi présenté dans l'Annexe n°4 de ce manuscrit.

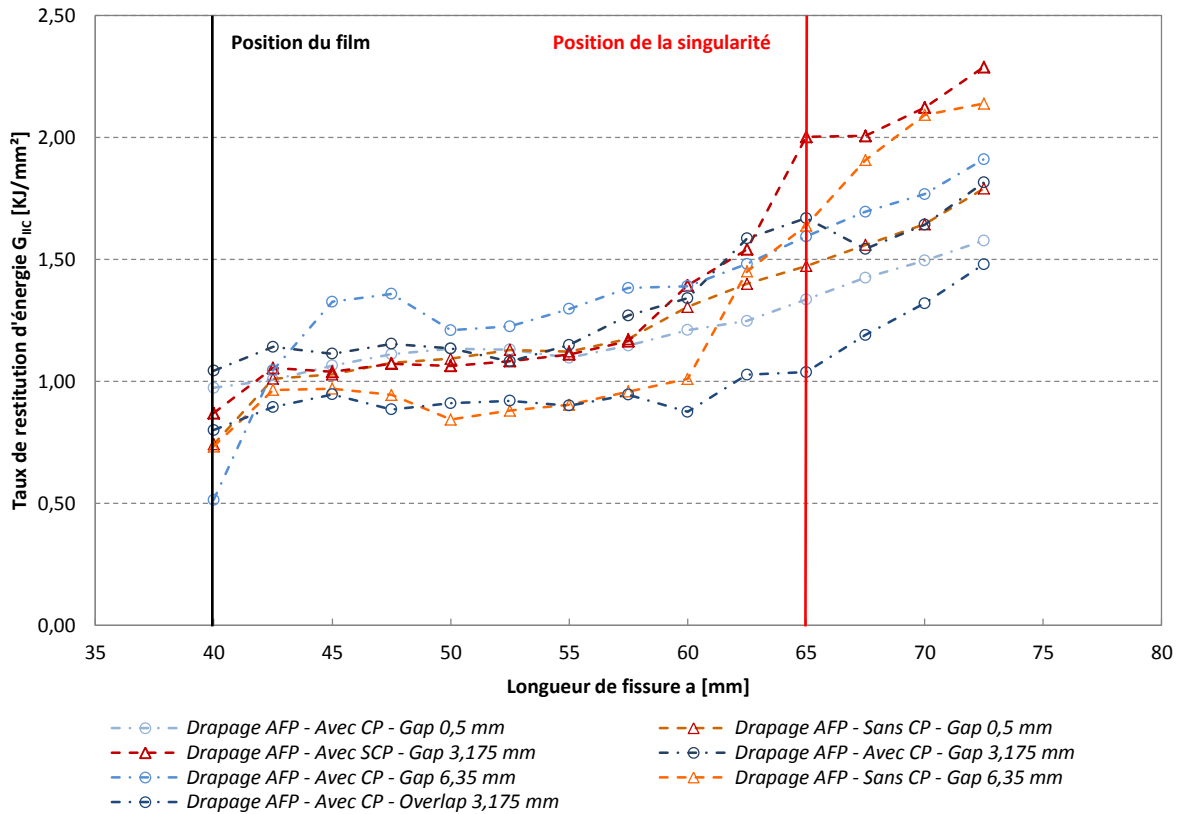


**Figure IV. 23** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IIc}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de références sollicitées en Mode II polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Le taux de restitution d'énergie en fonction de la longueur de fissure pour l'ensemble des stratifiés étudié est illustré sur la Figure IV. 24. Les courbes obtenues illustrent le comportement moyen des cinq éprouvettes sollicitées pour chacune des configurations de singularité. Les différents tracés montrent une évolution du taux de restitution d'énergie, en fonction de la longueur de fissure, identique quelles que soient les singularités introduites lors de la phase de drapage. Cependant les valeurs de taux de restitution d'énergie sont différentes en fonction de la nature et de la géométrie des singularités ainsi qu'en fonction des conditions de mise en œuvre, avec et sans contre plaque. A proximité de la zone de singularité, la présence d'un gap entraîne une augmentation importante du  $G_{IIc}$ , principalement lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque. A l'inverse, la présence d'un overlap provoque une plus faible

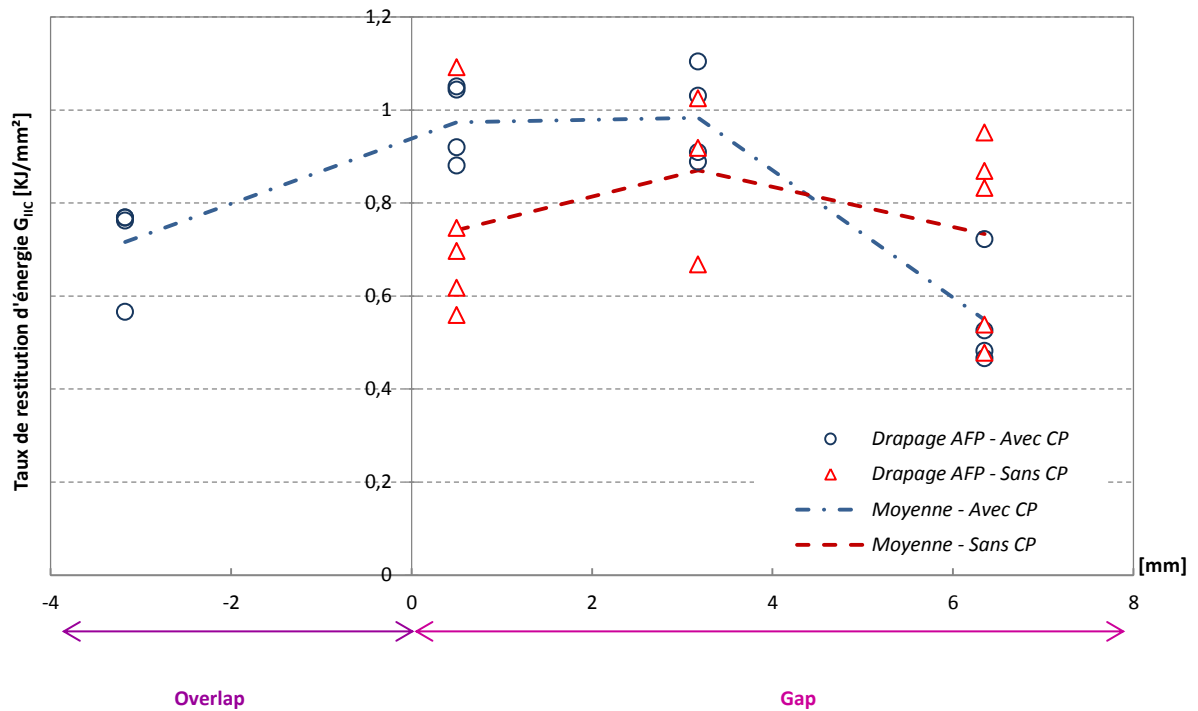


augmentation du taux de restitution d'énergie. Ces résultats s'expliquent par la morphologie des singularités. En effet la présence d'un gap entraîne une zone riche en résine qui rend difficile la propagation de la fissure. Une zone riche en fibres avec un taux volumique de fibres local important, liée à la présence d'un overlap, permet pour sa part une propagation plus aisée de la fissure.



**Figure IV. 24** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IIc}$  en fonction de la longueur de fissure issues de la sollicitation en Mode II pour l'ensemble des stratifiés étudiés polymérisées avec et sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Les valeurs du taux de restitution d'énergie à l'amorçage de la fissure, pour les différentes natures et géométries des singularités, sont illustrées sur la Figure IV. 25. Tout comme les essais de délaminage en mode I, les valeurs de ces taux ont été déterminées juste avant la première microfissuration créée par la propagation de la fissure au sein des éprouvettes. Les taux de restitution d'énergie moyens sont ainsi compris entre 0,5 KJ/mm<sup>2</sup> et 0,95 KJ/mm<sup>2</sup>. L'énergie nécessaire à la propagation de la fissure lors des essais de délaminage en mode II est ainsi plus élevée que l'énergie nécessaire à l'initiation de la fissure en mode I.



**Figure IV. 25** - Variation du taux de restitution d'énergie  $G_{IIc}$  dans la zone d'amorçage de la fissure (positionnée à 40 mm) en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Le Tableau IV. 2 regroupe l'ensemble des coefficients directeurs dans la zone de propagation de la fissure. Ceux-ci sont déterminés entre le point d'amorçage et la zone de singularité des courbes illustrées sur la Figure IV. 24 pour l'ensemble des singularités étudiées.

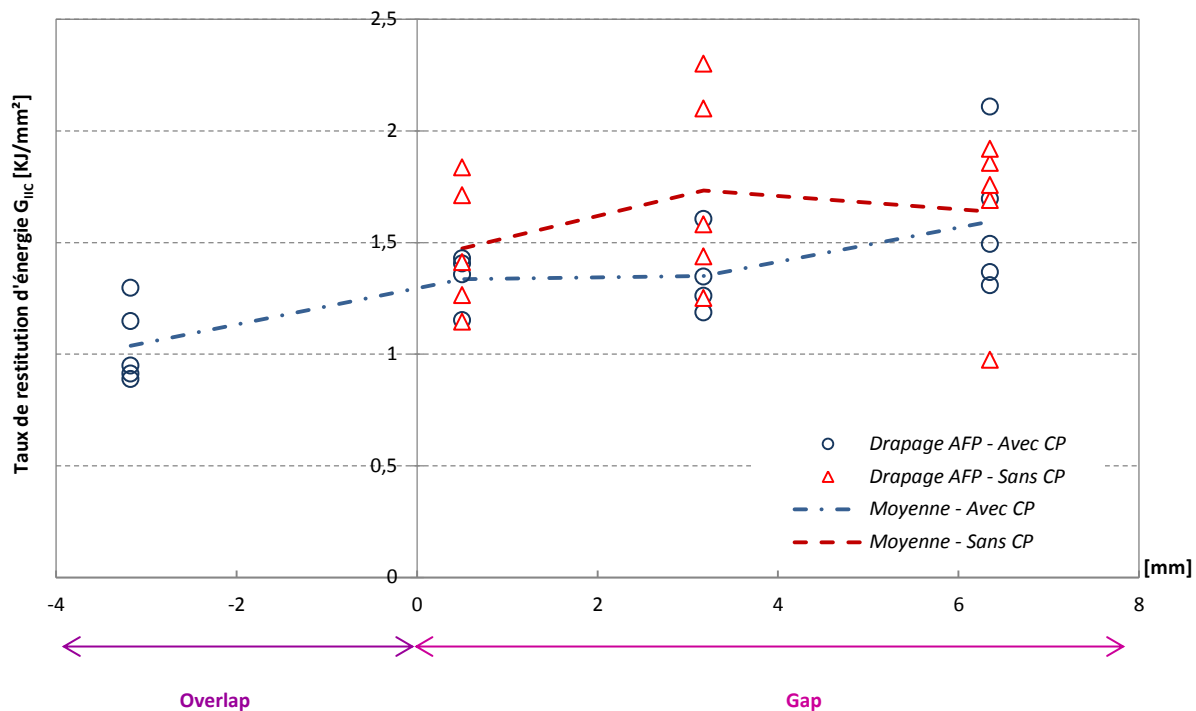
Mise en œuvre	Nature de la singularité	Pente $\Delta G_{IIc} / \Delta a$
Sans CP	Gap 0,5 mm	0,0141
	Gap 3,175 mm	0,0149
	Gap 6,35 mm	0,008
Avec CP	Gap 0,5 mm	0,0085
	Gap 3,175 mm	0,0101
	Gap 6,35 mm	0,0121
	Overlap 3,175 mm	0,0004

**Tableau IV. 2** – Tableau récapitulatif des variations de la pente  $\Delta G_{IIc} / \Delta a$  dans la zone de propagation de fissure

Les pentes sont du même ordre de grandeur, entre 0,008 et 0,015, pour l'ensemble des stratifiés contenant des singularités de type gap sollicités en mode II quelle que soit la cuisson réalisée,

avec ou sans contre plaque. Il n'y a donc aucune interférence de la microstructure des stratifiés sur l'évolution de la propagation de fissure en dehors de la zone de singularité. Dans le cas de l'overlap, la pente est quasi-nulle. La fissure se propage donc aisément.

Les valeurs du taux de restitution d'énergie pour les différentes natures et géométries des singularités sont illustrées sur la Figure IV. 26. Ces taux de restitution d'énergie ont été déterminés dans la zone de singularité afin de permettre une comparaison en fonction des singularités étudiées.



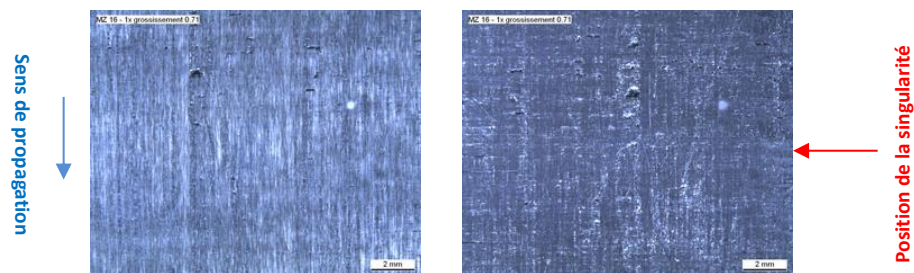
**Figure IV. 26** - Variation du taux de restitution d'énergie  $G_{IIC}$  dans la zone de singularité des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

Ces résultats montrent que le taux de restitution d'énergie dissipé est dépendant de la nature de la singularité introduite lors de la phase de drapage. La présence d'une zone riche en résine, directement liée à l'introduction d'une singularité gap lors de la phase de drapage, augmente l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure au sein des stratifiés. Plus la géométrie de cette singularité est importante, plus sa résistance est considérable. Cependant, contrairement au mode I, les éprouvettes contenant cette nature de singularité ont des valeurs moyennes de  $G_{IIC}$  similaires quelles que soient les conditions de cuisson en autoclave, avec ou sans contre plaque. La présence d'un overlap entraîne quant à lui une diminution du taux de restitution d'énergie nécessaire à la propagation de la fissure du fait de la morphologie et de l'organisation

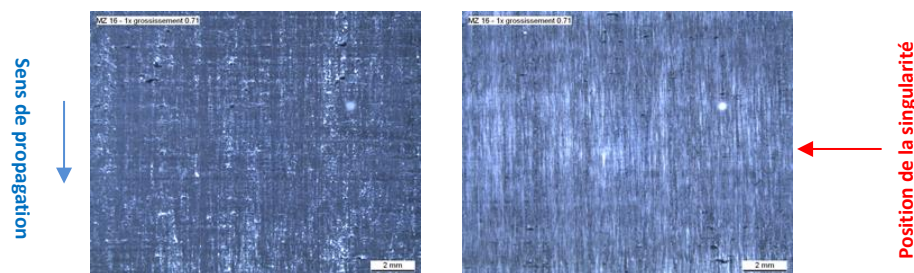
des stratifiés contenant cette singularité. En effet, une surépaisseur locale ainsi qu'un taux volumique local de fibres plus important sont constatés dans la zone de singularité.

Tout comme les essais de délaminage en mode I, les faciès de rupture des échantillons peuvent donner des informations sur les mécanismes de propagation de la fissure au sein des stratifiés lors de la sollicitation. Les faciès de rupture des différentes éprouvettes étudiées sont ainsi illustrés sur la Figure IV. 27. Quelles que soient la nature et la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage, la propagation des fissures passe ainsi systématiquement dans les plis orientés à  $0^\circ$  dès le début des essais. Les fissures ne traversent ainsi jamais directement les singularités présentes dans les plis à  $90^\circ$ . Cependant, les variations de morphologie ainsi que les variations de l'épaisseur des éprouvettes influencent les valeurs du taux de restitution d'énergie.

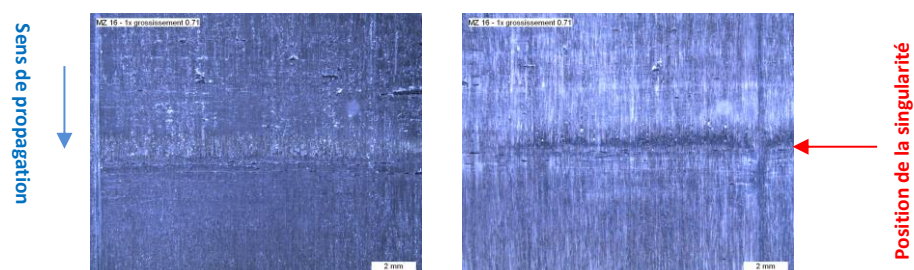
(i) Drapage AFP – Sans CP – Gap 0,5 mm



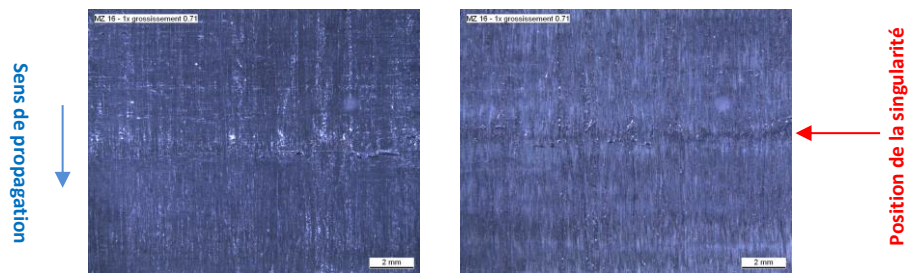
(i) Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm



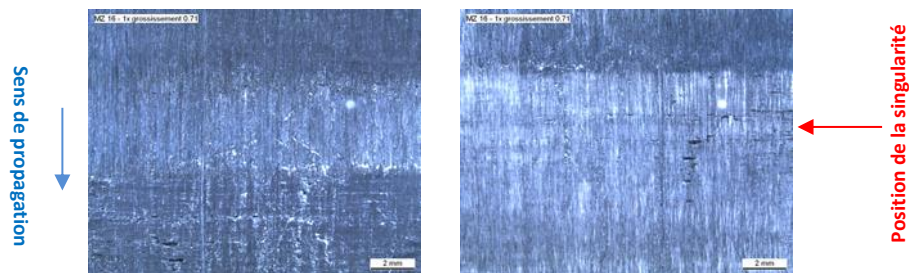
(ii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm



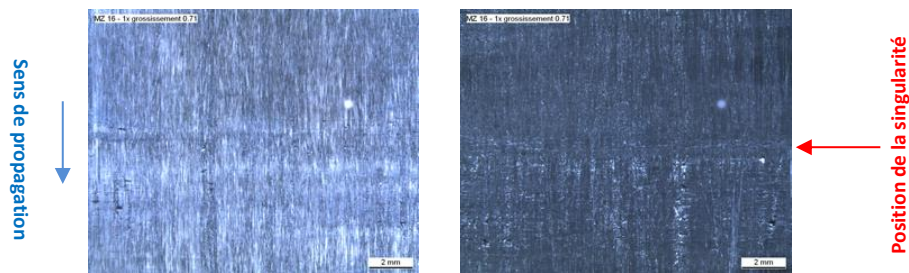
(ii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm



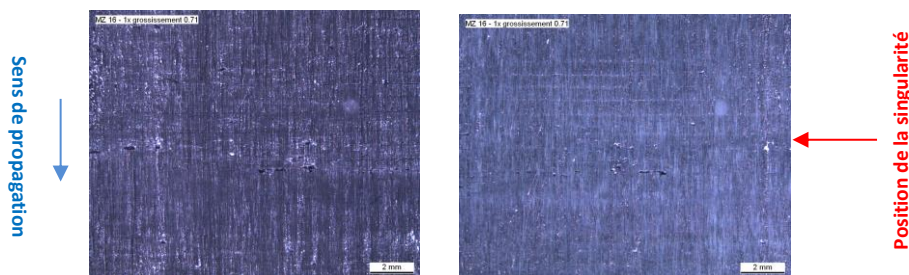
(iii) Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm



(iii) Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm



(iv) Drapage AFP – Avec CP – Overlap 3,175 mm



**Figure IV. 27** - Faciès de rupture des éprouvettes sollicitées en Mode II en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  : (i) Stratifié de référence drapé par AFP ; (ii) Stratifié contenant un gap de 3,175 mm drapé par AFP ; (iii) Stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP ; (iv) Stratifié contenant un overlap de 3,175 mm drapé par AFP

## 2.4. Bilan

Les essais de délaminage en mode I et en mode II sur des stratifiés d'empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  ont permis de donner des informations essentielles sur le comportement des stratifiés étudiés.

En effet, les essais de délaminage en mode I montrent un comportement identique des stratifiés quelles que soient la nature et la géométrie des singularités présentes au sein des stratifiés. Il n'y a donc pas d'effet des singularités sur la propagation de la fissure. Les valeurs du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  sont cependant influencées uniquement dans la zone de singularité par l'organisation des fibres et de la matrice au sein des stratifiés. La présence d'une contre plaque permet également d'obtenir des valeurs plus élevées de l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure du fait d'une meilleure homogénéité de la matière au sein des stratifiés drapés par AFP favorisant l'interface entre les fibres et la matrice.

Les essais de délaminage en mode II ont mis en évidence que la présence des singularités entraîne une augmentation plus ou moins importante du taux de restitution d'énergie  $G_{IIC}$  dans la zone de singularité. En effet, la présence d'une singularité de type gap entraîne une croissance de cette énergie à proximité de la singularité principalement lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque. La présence d'un overlap entraîne une évolution de l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure plus régulière du fait d'un taux volumique de fibres local plus important dans la zone de singularité. Le passage au sein du stratifié est ainsi favorisé. Il est cependant nécessaire de s'interroger sur les conditions limites appliquées à ces essais. En effet, l'augmentation du  $G_{IIC}$  est également visible après la zone de singularité pour les plaques de référence contenant un gap de 0,5 mm (Figure IV. 24). Ce phénomène est lié à la localisation des singularités. En effet, celles-ci sont très proches du point d'appui imposé par le montage de flexion favorisant une contrainte locale importante dans les stratifiés pouvant conduire à une augmentation du taux de restitution d'énergie.

### **IV.3 Etude de panneaux de structure**

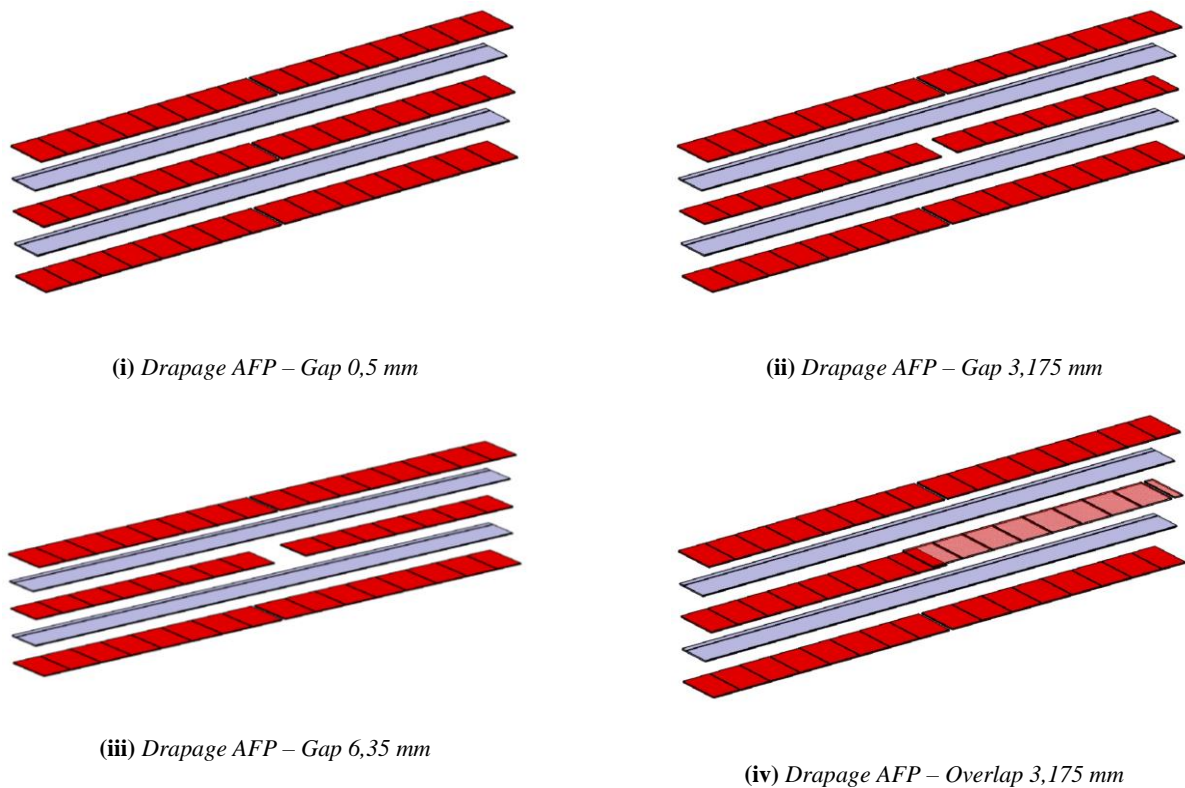
Les essais réalisés précédemment ont permis d'étudier l'influence de la présence de singularités gap et overlap sur les propriétés de délaminage des stratifiés étudiés. Cependant ces essais ont été réalisés uniquement sur des stratifiés à l'échelle d'éprouvettes, dans lesquelles les singularités ont été introduites au centre des échantillons. Les résultats ont démontré un effet local des singularités à la fois sur la microstructure mais également sur les propriétés mécaniques. Pour approfondir ces premiers travaux, l'objectif est d'approcher l'influence des singularités à l'échelle d'un élément de structure. La principale difficulté est de trouver le moyen de solliciter une plaque représentative d'un élément de structure sans



montage spécifique. Pour cela, des essais de plaque sous pression ont été réalisés. Ces tests consistent à appliquer une pression hydrostatique sur des plaques circulaires [141].

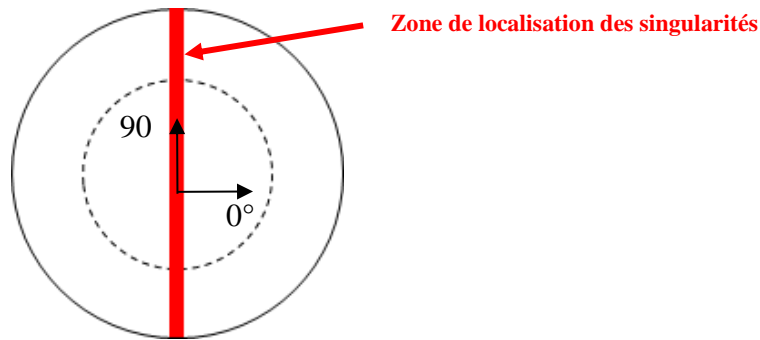
### 3.1. Description des éprouvettes

La séquence d'empilement étudiée est composée de 5 plis  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ . Les singularités ont été introduites uniquement dans le pli central orienté à  $90^\circ$  au centre des plaques comme illustré sur la Figure IV. 28. Les singularités étudiées sont le gap 0,5 mm correspondant à la plaque de référence drapée par AFP, le gap et l'overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (3,175 mm) et enfin le gap de la largeur d'un ruban soit 6,35 mm.



**Figure IV. 28** – Représentation schématique des singularités présentes dans l'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

Les plaques drapées pour ces essais ont un diamètre total de 480 mm et un diamètre utile de 250 mm. Pour chaque configuration de singularités, trois plaques ont été fabriquées (Figure IV. 29). Suite au drapage des plaques par placement de fibres automatisé, la cuisson en autoclave a été réalisée avec et sans contre plaque en respectant les conditions de mise en œuvre détaillées dans le Chapitre II de ce manuscrit.



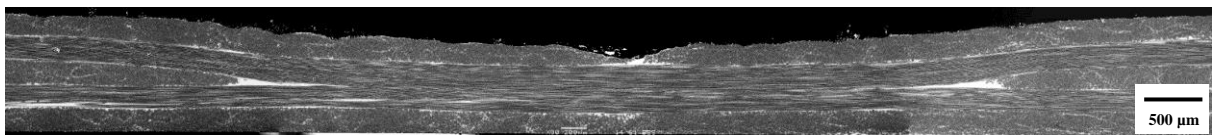
**Figure IV. 29** - Schématisation des éprouvettes réalisées pour les essais de plaques sous pression

Lors des essais, les plaques ont systématiquement été positionnées de la même manière. En effet, la surface lisse des échantillons en contact avec le moule lors de la cuisson en autoclave est systématiquement en contact avec l'air comprimé (injecté dans le montage) afin d'assurer l'étanchéité. Les surfaces des échantillons en contact avec la contre plaque ou bien avec la bâche à vide lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque sont quant à elles visibles à la surface du montage lors des essais.

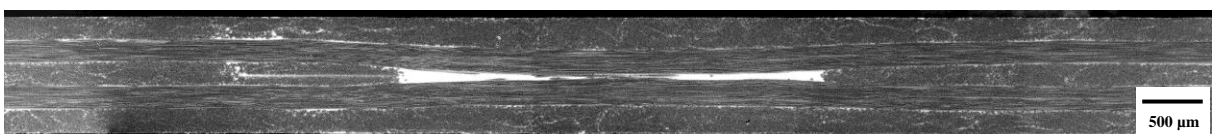
### 3.2. Analyse de la microstructure et de l'épaisseur des stratifiés

L'analyse de la morphologie de ces stratifiés a été préalablement réalisée dans le Chapitre III, Paragraphe III.2 (2.2.3). Cette étude a montré que la présence d'une contre plaque lors de la mise en œuvre d'un stratifié avec un empilement alterné ne permet pas systématiquement de combler les singularités introduites lors de la phase de drapage par le procédé de placement de fibres automatisé. La contre plaque permet cependant de cicatiser partiellement les singularités, quelle que soit leur nature (gap ou overlap), en limitant les variations d'épaisseur locale des échantillons (Figure IV. 30 (ii)) contrairement à l'absence de contre plaque lors de la mise en œuvre (Figure IV. 30 (i)).

(i) *Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm*



(ii) *Drapage AFP – Avec CP – Gap 6,35 mm*

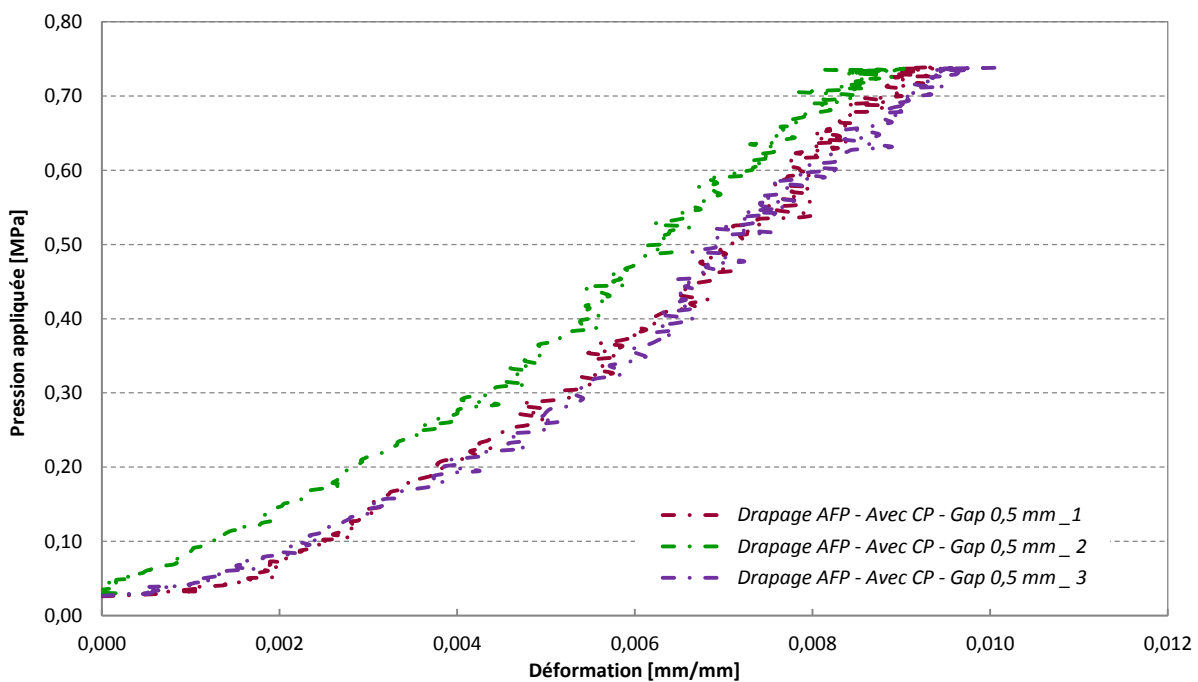


**Figure IV. 30** - Rappel de la microstructure d'un stratifié contenant un gap de 6,35 mm drapé par AFP, empilement [90°/0°/90°/0°/90°]: (i) Polymérisation sans contre plaque ; (ii) Polymérisation avec contre plaque



### 3.3. Résultats des essais mécaniques

La mise en pression des différents stratifiés a été réalisée sur l'ensemble des plaques en respectant les conditions d'essais détaillées dans le Chapitre II. La Figure IV. 31 illustre les courbes contrainte-déformation issues des essais sous pression pour les trois plaques de référence drapées par AFP et polymérisées avec une contre plaque. Les contraintes ont été déterminées à partir de l'Equation II.15 exprimée dans le Chapitre II. Les déformations ont quant à elles été mesurées par corrélation d'images au cours des essais au centre des plaques. Ces courbes montrent un comportement des trois plaques similaires sous l'effet de chargement de pression qui leur est imposé. Il est également constaté que la variation de la contrainte en fonction de la déformation sous le chargement de pression n'est pas linéaire au début des essais (Figure IV. 31). Ce comportement est entre autre lié aux conditions limites du montage qui ne sont pas parfaites au début de la mise sous pression des plaques étudiées [142]. Les concentrations de déformation sur les bords sont ainsi dues à l'encastrement qui ne peut être considéré comme pur.



**Figure IV. 31** - Courbe contrainte-déformation moyenne EX et EY issues de la sollicitation en pression des trois plaques de référence polymérisées avec une contre plaque, empilement  $[90^{\circ}/0^{\circ}/90^{\circ}/0^{\circ}/90^{\circ}]$

Dans le cas de l'étude d'une plaque circulaire chargée avec une pression répartie, il est possible d'exploiter des solutions analytiques permettant de déterminer les déplacements imposés. Lorsque les charges sont faibles et les déplacements petits, le comportement en flexion peut

être ainsi étudié. La majorité des solutions analytiques proposées, dépendantes des conditions limites imposées par le montage, sont basées sur la théorie des plaques de Timoshenko [143].

Pour une plaque considérée comme isotrope, c'est-à-dire que ses propriétés sont identiques quelle que soit la direction de la sollicitation, et encastree sur son pourtour (« Clamped edges »), le déplacement des plaques, noté  $W$ , peut être ainsi donné en tout point par l'équation suivante :

$$w(P) = \frac{P}{64 * D} * (a^2 - r^2)^2 \quad \text{Equation IV. 1}$$

$$D = \frac{E * h^3}{12 * (1 - \nu^2)} \quad \text{Equation IV. 2}$$

où  $P$  est la pression appliquée,  $D$  est la rigidité en flexion des plaques déterminée par l'Equation IV.2,  $E$  est le module du stratifié,  $h$  est l'épaisseur des plaques,  $\nu$  est le coefficient de poisson du matériau,  $a$  est le rayon utile des plaques et  $r$  est le rayon au point d'intérêt.

Dans cette étude, le point d'intérêt est la flèche maximale localisée au centre des plaques. Le rayon  $r$  est donc nul. En simplifiant l'Equation IV.1, le déplacement maximal peut être ainsi déterminé à partir de la formule suivante :

$$w(P) = \frac{P * a^4}{64 * D} \quad \text{Equation IV. 3}$$

Pour une plaque considérée à présent comme isotrope, non plus encastree mais uniquement soutenue sur ses bords, la plaque est ainsi considérée comme libre de mouvement (« Supported edges »), le déplacement  $W$  en tout point de la plaque est alors défini par l'équation suivante :

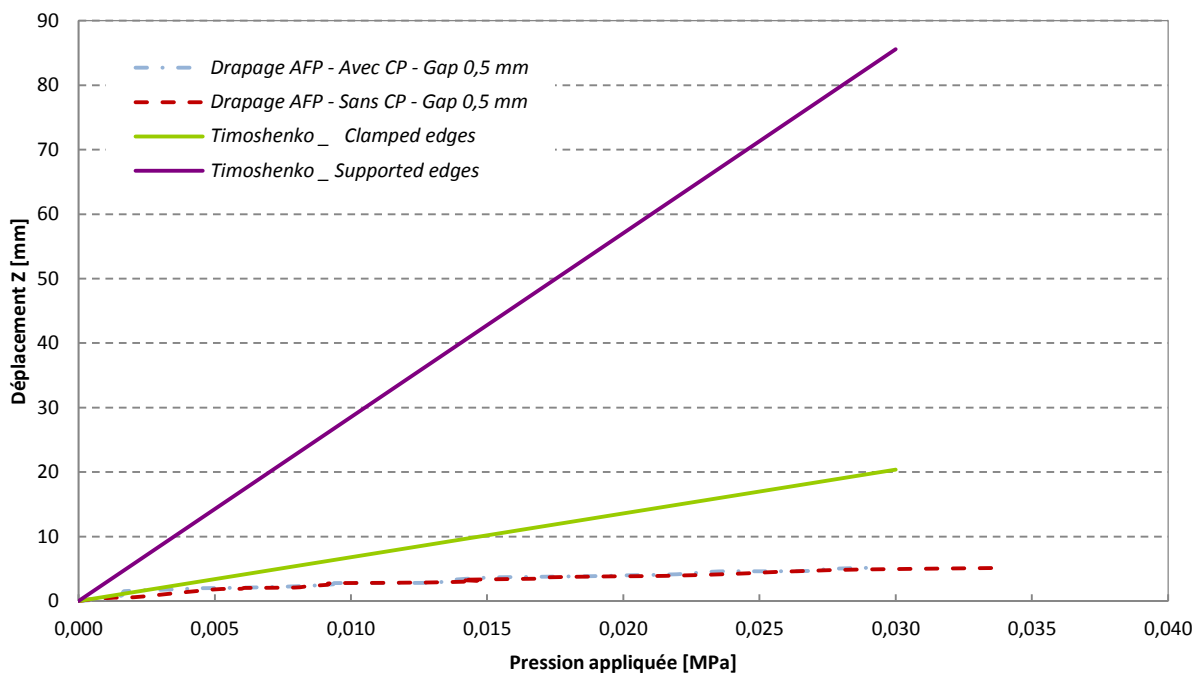
$$w(P) = \frac{P}{64 * D} * (a^2 - r^2) * \left( \frac{5 + \nu}{1 + \nu} * a^2 - r^2 \right) \quad \text{Equation IV. 4}$$

où  $P$  est la pression appliquée,  $D$  est la rigidité en flexion des plaques déterminée par l'Equation IV.2,  $a$  est le rayon utile des plaques,  $r$  est le rayon au point d'intérêt et  $\nu$  est le coefficient de poisson du matériau.

Le point d'intérêt de cette étude est la flèche maximale localisée au centre des plaques, le rayon  $r$  est donc considéré comme nul. En simplifiant l'Equation IV.4, le déplacement maximal peut être ainsi déterminé à partir de la formule suivante :

$$w(P) = \frac{(5+\nu) * P * a^4}{64 * (1+\nu) * D} \quad \text{Equation IV. 5}$$

La Figure IV. 32 illustre les courbes de pression appliquée–déplacement de la flèche maximale obtenues lors des sollicitations sous pression des plaques de références (gap 0,5 mm) polymérisées avec et sans contre plaque ainsi que les deux modèles présentés précédemment. La valeur du module et coefficient de poisson utilisés pour déterminer les modèles étudiés ont été obtenus à partir des données théoriques du fournisseur de la matière carbone-époxy en fonction de l'empilement des plaques réalisées. Ces paramètres sont respectivement de 126 GPa pour le module et 0,25 pour le coefficient de poisson.

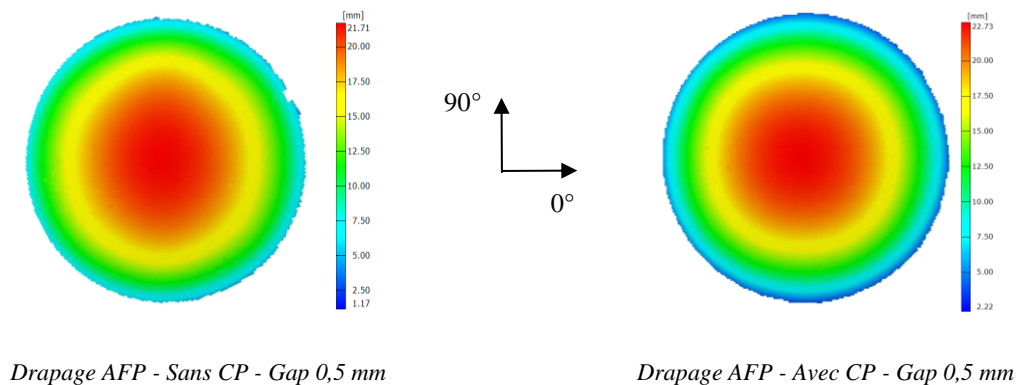


**Figure IV. 32** - Courbe pression-déplacement issues de la sollicitation en pression moyenne et les modèles associés pour les plaques de références polymérisées sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

Pour rester dans l'hypothèse des petits déplacements, correspondant au domaine de validation de ces modèles, la comparaison n'a été réalisée que pour des pressions inférieures à 0,03 MPa, relatives à un déplacement maximal de 5 mm (valeurs expérimentales). Ces courbes montrent une très mauvaise concordance entre les données expérimentales et les modèles présentés. En

effet, pour un déplacement maximal de 5 mm, les facteurs sont très importants. Ainsi, en considérant un encastrement parfait de la plaque sur son pourtour (« Clamped edges »), le déplacement maximal est calculé à 20,4 mm soit un facteur de 4 par rapport aux données expérimentales. Dans le cas d'une plaque considérée comme libre de mouvement (« Supported edges »), le déplacement est multiplié par 17 soit un déplacement maximal au centre de la plaque de 85 mm. Cette mauvaise corrélation peut s'expliquer dans un premier temps par l'hypothèse posée des petits déplacements. En effet, les plaques sollicitées en pression arrivent très rapidement dans le domaine des grandes déformations du fait de leur faible épaisseur. Les conditions limites du montage peuvent être également mises en cause. En effet, l'encastrement des plaques n'est pas parfait et le serrage peut provoquer des concentrations de contraintes locales lors du montage. Enfin, le système de corrélation d'image ARAMIS utilisé lors de ces expérimentations pour déterminer les déplacements et les déformations n'est pas approprié pour ce type d'essai, principalement dans la zone de petits déplacements. La précision de mesure de ce système est de l'ordre de  $10^{-4}$  %.

La Figure IV. 33 illustre les déplacements des plaques sollicitées pour une pression de 6 bars. Quelles que soient les conditions de mise en œuvre, avec ou sans contre plaque, les champs de déplacement sont identiques et homogènes pour les plaques de référence. Ces observations sont également valables pour l'ensemble des plaques présentées dans l'Annexe n°5.



**Figure IV. 33** - Champs de déplacement mesurés à 6 bars de pression par corrélation d'images pour les plaques de référence drapées par AFP polymérisées sans et avec contre plaque, empilement [90°/0°/90°/0°/90°]

Le Tableau IV. 3 présente les valeurs des flèches maximales mesurées au centre des plaques pour l'ensemble des plaques étudiées, polymérisées sans et avec contre plaque.

Nature de la singularité	Déplacement maximale de la flèche pour une pression P = 6 bars [mm]
<i>Sans CP - Gap 0,5 mm</i>	23,08 ± 0,45
<i>Avec CP - Gap 0,5 mm</i>	21,84 ± 0,21
<i>Sans CP - Gap 3,175 mm</i>	23,98 ± 0,42
<i>Avec CP - Gap 3,175 mm</i>	22,58 ± 0,38
<i>Sans CP - Gap 6,35 mm</i>	23,01 ± 0,55
<i>Avec CP - Gap 6,35 mm</i>	22,34 ± 0,39
<i>Sans CP - Overlap 3,175 mm</i>	22,62 ± 0,26
<i>Avec CP - Overlap 3,175 mm</i>	24,89 ± 0,38

**Tableau IV. 3** - Valeurs des flèches maximales au centre des plaques mesurés à 6 bars de pression par corrélation d'images pour l'ensemble des plaques polymérisées sans et avec contre plaque, empilement [90°/0°/90°/0°/90°]

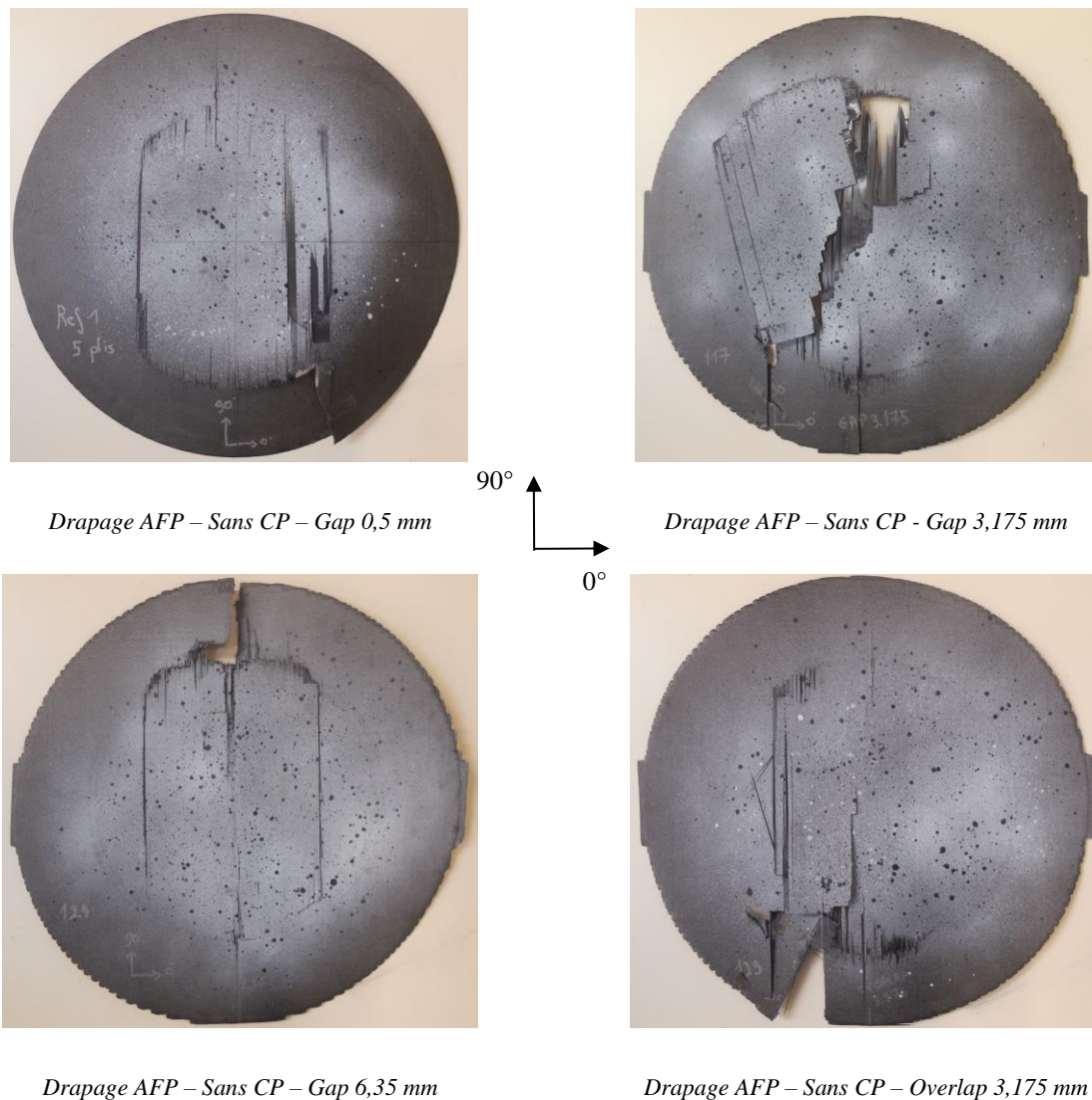
Pour les plaques de référence ainsi que les plaques contenant un gap de la largeur d'un demi-ruban ou d'un ruban de préimprégné, les déplacements au centre des échantillons sont légèrement plus importants dans le cas des plaques polymérisées sans contre plaque. A l'inverse, dans le cas des plaques contenant une singularité de type overlap, la présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave entraîne des déplacements plus importants. Ces observations sont liées à l'épaisseur des plaques étudiées. En effet, la présence d'un gap provoque une diminution locale de l'épaisseur des stratifiés lorsque la cuisson est réalisée avec une contre plaque. Cette dernière permet de réduire l'épaisseur des plaques, supprimant ainsi la surépaisseur créée par la présence d'un overlap de 3,175 mm.

Le Tableau IV. 4 présente le type de rupture pour l'ensemble des essais réalisés pour une pression limitée à 7 bars. Il n'y a pas eu rupture systématique des plaques lors des essais. En effet, pour les stratifiés polymérisés sans contre plaque, 11 plaques sur 12 testées ont rompu contrairement aux plaques polymérisées avec une contre plaque, où seule 1 plaque contenant un gap de 6,35 mm a cassé sous la pression exercée pendant les essais. La présence d'une contre plaque lors de la polymérisation en autoclave permet ainsi de limiter les variations d'épaisseur au sein des stratifiés malgré la présence des singularités. Les concentrations de déformation sont donc limitées au sein des plaques sous l'effet du chargement.

Nature des singularités	Mise en œuvre	N° de l'échantillon	Rupture
GAP 0,5 mm	Sans CP	Plaque n°1	Oui
		Plaque n°2	Oui
		Plaque n°3	Oui
	Avec CP	Plaque n°1	Non
		Plaque n°2	Non
		Plaque n°3	Non
GAP 3,175 mm	Sans CP	Plaque n°1	Oui
		Plaque n°2	Non
		Plaque n°3	Oui
	Avec CP	Plaque n°1	Oui
		Plaque n°2	Non
		Plaque n°3	Non
GAP 6,35 mm	Sans CP	Plaque n°1	Oui
		Plaque n°2	Oui
		Plaque n°3	Non
	Avec CP	Plaque n°1	Non
		Plaque n°2	Non
		Plaque n°3	Non
OVERLAP 3,175 MM	Sans CP	Plaque n°1	Oui
		Plaque n°2	Oui
		Plaque n°3	Oui
	Avec CP	Plaque n°1	Non
		Plaque n°2	Non
		Plaque n°3	Non

**Tableau IV. 4** - Tableau récapitulatif de la rupture des plaques sollicités en pression contenant les différentes configurations de singularités et polymérisées avec et sans contre plaque, empilement [90°/0°/90°/0°/90°]

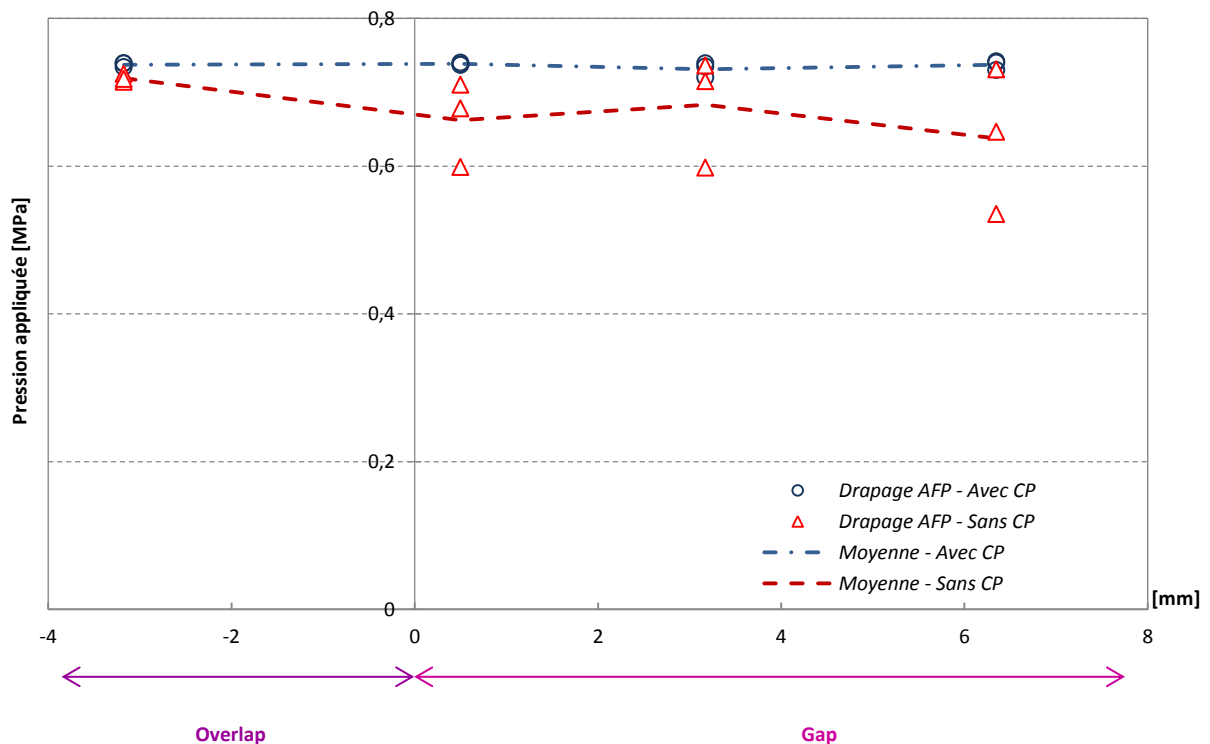
La Figure IV. 34 illustre les différents modes de rupture des plaques sollicitées sous pression lorsque celles-ci sont polymérisées sans contre plaque. Ces ruptures sont ainsi principalement localisées sur le contour des plaques au niveau de l'application des conditions limites d'encastrement. Pour éviter ce phénomène, il serait intéressant de renforcer le bord des éprouvettes ou créer une surépaisseur dans la zone de maintien des plaques dans le but de limiter les contraintes. Cependant, en l'absence de contre plaque lors de la cuisson en autoclave et de la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (gap 6,35 mm) au centre des plaques, les ruptures ont tendance à se propager à travers cette singularité. Ces observations ont été uniquement constatées pour les plaques contenant cette nature et géométrie de singularité.



**Figure IV. 34** - Photographies de la rupture des plaques contenant des singularités polymérisées sans contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$



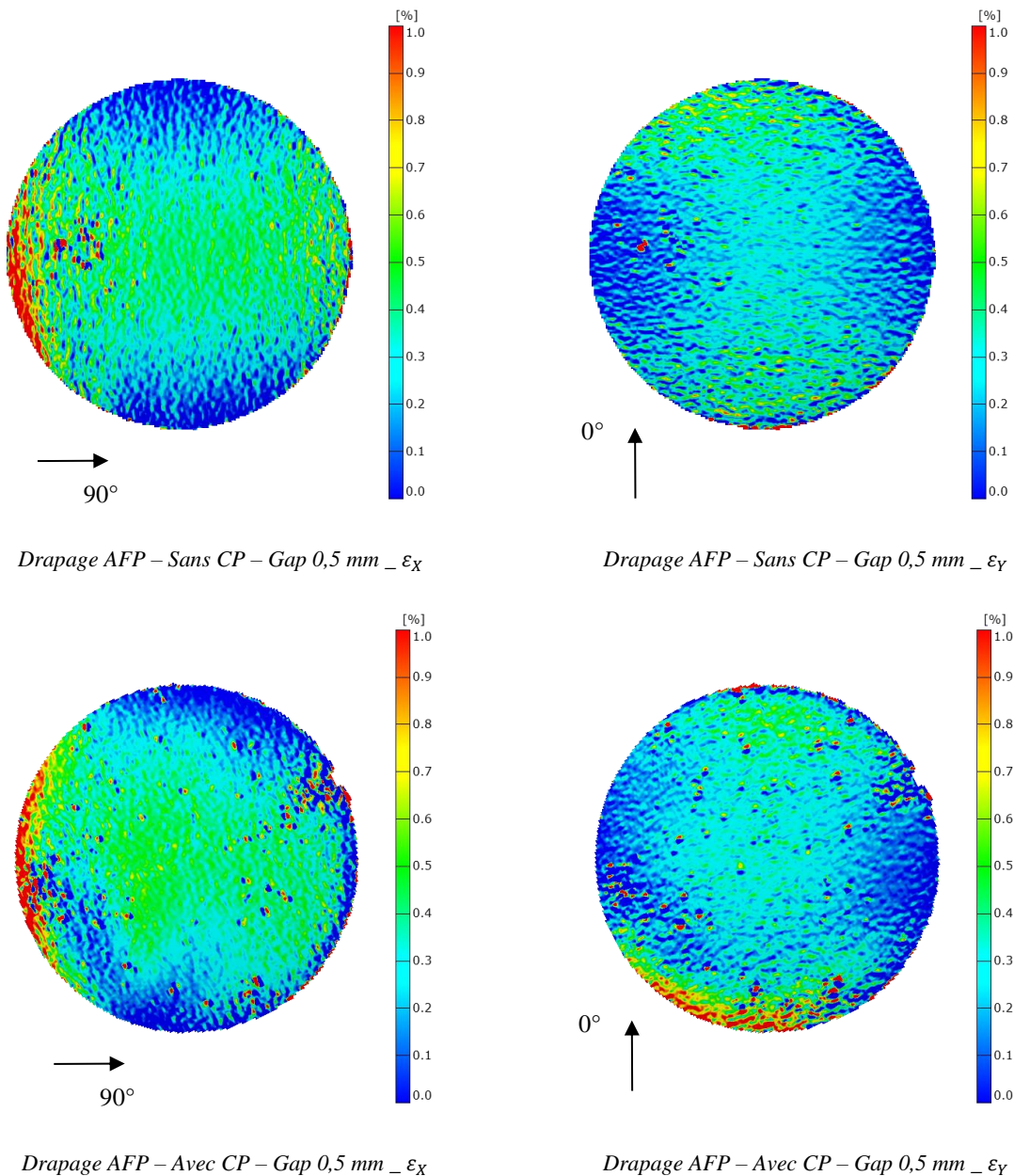
La Figure IV. 35 illustre les pressions de rupture des différents stratifiés ou, lorsqu'il n'y a pas eu rupture des échantillons, les pressions maximales appliquées. Ces résultats montrent que, lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque, la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) a plus d'influence que la présence d'un overlap de la largeur d'un demi-ruban de préimprégné (3,175 mm). En effet, la pression nécessaire pour provoquer la rupture des plaques est plus importante dans le cas de l'overlap, du fait d'une surépaisseur locale des échantillons dans la zone de singularité que dans le cas d'un gap qui a favorisé la création d'une zone riche en résine au centre des échantillons. Un gap de la largeur 3,175 mm n'a quant à lui pas une géométrie suffisante pour impacter les propriétés des stratifiés. La présence de singularité de type gap entraîne cependant des résultats très dispersés en l'absence de contre plaque. Dans le cas d'une cuisson avec celle-ci, les plaques n'ayant pas rompu, l'influence des singularités ne peut donc être déterminée. La présence de cette contre plaque favorise ainsi l'adhésion entre les différents plis des stratifiés et permet une homogénéisation de la matière ainsi que la diminution de la variation d'épaisseur des échantillons.

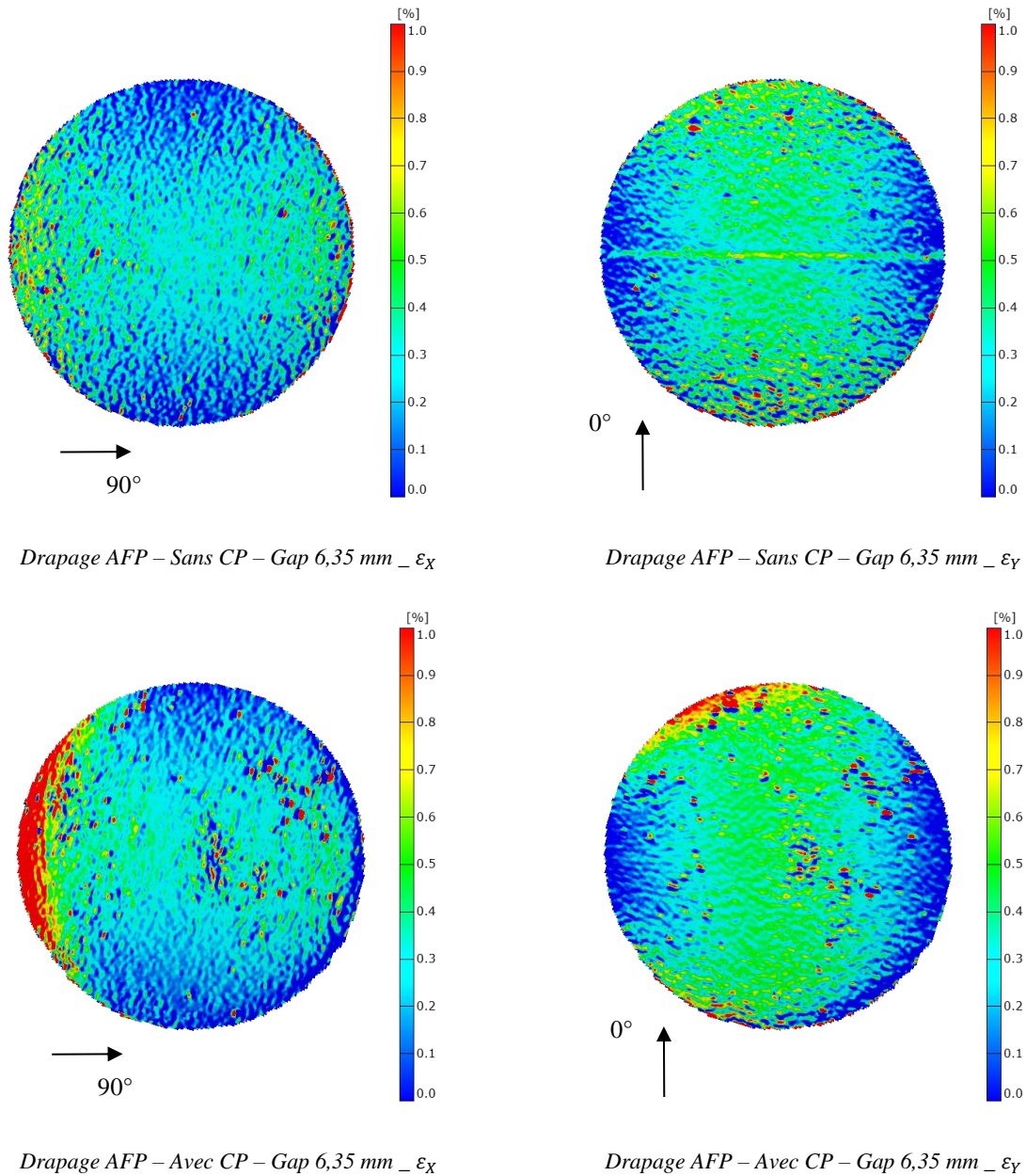


**Figure IV. 35** - Variation de la contrainte de pression des stratifiés en fonction des singularités introduites pendant la phase de drapage et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

Les champs de déformation mesurés par corrélation d'images sont illustrés sur la Figure IV. 36 pour les plaques de références et les plaques contenant les gaps de 6,35 mm polymérisées avec

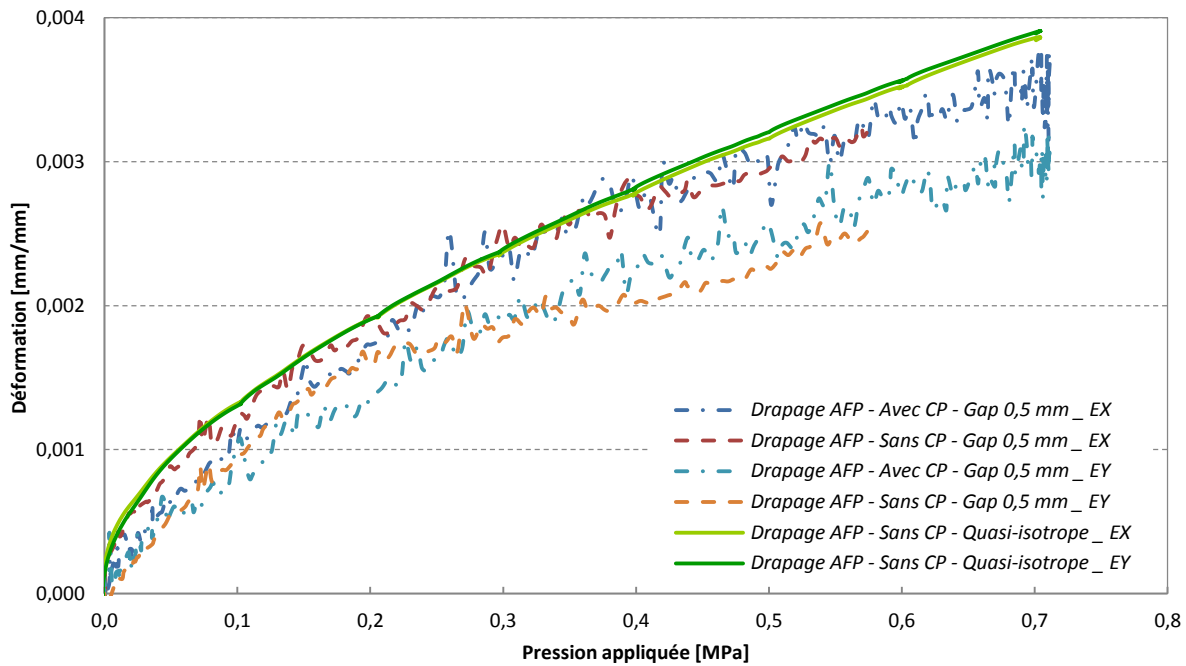
et sans contre plaque. Ces cartographies illustrent les champs de déformation suivant les deux sens des plis orientés à  $0^\circ$  (correspondant à la déformation  $\varepsilon_Y$ ) et  $90^\circ$  (correspondant à la déformation  $\varepsilon_X$ ) pour une pression définie à 6 bars. Dans le cas des plaques de référence, contenant un gap de 0,5 mm, les déformations sont principalement localisées dans les plis à  $90^\circ$  aux bords des plaques, au niveau des conditions limites. Les déformations sont plus homogènes lorsque les plaques ont été polymérisées avec une contre plaque lors de la cuisson en autoclave. Dans le cas des plaques polymérisées sans contre plaques, les déformations sont quant à elles principalement placées dans le sens des plis orientés à  $0^\circ$  (déformation  $\varepsilon_Y$ ) et au contour des plaques au niveau des conditions limites. Lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque, les déformations sont également localisées au centre des échantillons, dans la zone de singularité.





**Figure IV. 36** - Champs de déformations suivant les plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  mesurées à 6 bars de pression par corrélation d'images pour les plaques de référence et les plaques contenant gap de 6,35 mm polymérisées sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

La Figure IV. 37 illustre l'évolution des déformations  $\varepsilon_x$  (plis orientés à  $90^\circ$ ) et  $\varepsilon_y$  (plis orientés à  $0^\circ$ ) des plaques de références (gap 0,5 mm) polymérisées avec et sans contre plaque sollicitées sous pression. Les courbes obtenues sont comparées avec les déformations, mesurées par des jauges de déformations, issues du chargement en pression d'un stratifié de 8 plis avec un empilement quasi-isotrope de configuration  $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]$ . L'évolution des déformations est identique quelle que soit la configuration des stratifiés étudiés. Cependant, en fonction de l'empilement, les déformations  $\varepsilon_x$  et  $\varepsilon_y$  ne sont pas identiques.



**Figure IV. 37** - Courbe pression-déformation issues de la sollicitation en pression pour les plaques de références polymérisées sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$  et pour une plaque avec un empilement quasi-isotrope d'empilement  $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_s$

### 3.4. Bilan

Ces essais de plaques sollicitées sous un chargement en pression, réalisés sur des stratifiés d'empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ , ont permis de mettre en évidence le rôle important de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave. En effet, grâce à ces conditions de mise en œuvre, les plaques sollicitées n'ont majoritairement pas rompu sous la pression maximale appliquée définie à 7 bars. L'organisation entre les fibres et la matrice au sein de la microstructure finale des stratifiés supprime ainsi l'impact des singularités sur les propriétés mécaniques obtenues. Dans le cas des plaques polymérisées sans contre plaque, la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) favorise la propagation de la rupture initiée au niveau des conditions limites contrairement aux autres singularités introduites lors de la phase de drapage.

Pour aller plus loin dans cette étude, il est nécessaire de réaliser une modélisation des singularités sollicitées sous pression. Ces modélisations demandent cependant une approche en 3D tenant compte du parcours des mèches de carbone, de la variation locale du volume de fibres au sein des stratifiés mais également de la présence de zones riches en matrice du fait de l'introduction de singularités de nature et de géométrie différentes.

#### **IV.4 Conclusion de l'influence des singularités gap et overlap sur le comportement hors-plan de stratifiés carbone-époxy**

Dans ce chapitre, l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés hors plan de stratifiés carbone-époxy a été étudiée. Des essais de cisaillement interlaminaire, des essais de délaminage en mode I et mode II puis des essais de plaques sous pression ont ainsi été réalisés.

Les premiers essais cités dans ce chapitre correspondent à la détermination des propriétés de cisaillement interlaminaire effectués sur des stratifiés de configuration  $[90^\circ_4/0^\circ_3/90^\circ_4]$  contenant des singularités de nature et géométrie différentes. Les observations déduites de ces tests ont montré que l'ensemble des stratifiés étudiés ont systématiquement rompu dans les plis inférieurs orientés à  $90^\circ$ . La configuration de l'empilement, avec la présence de plis orientés à  $90^\circ$  à l'extérieur des stratifiés, favorise ainsi la rupture en traction transverse, principal point faible des stratifiés unidirectionnels. Les essais ont cependant démontré que la présence d'un gap entraîne une diminution des propriétés en flexion du fait de l'existence d'une région riche en résine contrairement à la présence d'un overlap, qui entraîne quant à lui l'apparition d'une zone riche en fibres au sein de la microstructure du stratifié.

Les essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés réalisés sur le second empilement de configuration  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  n'ont pas permis de mettre en évidence une diminution ou une augmentation importante des propriétés en cisaillement interlaminaire en fonction de la nature et de la géométrie des singularités analysées. Seules les variations de l'épaisseur locale des échantillons, principalement lorsque la cuisson est réalisée sans contre plaque, ont un impact sur les propriétés obtenues. La présence de plis orientés à  $0^\circ$  à l'extérieur des stratifiés a cependant permis de favoriser la rupture des échantillons en cisaillement interlaminaire à travers les plis orientés à  $90^\circ$  favorisant ainsi la création délaminage entre les plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Seule la présence d'un overlap de 3,175 mm dans les échantillons polymérisés sans contre plaque lors de la cuisson en autoclave favorise l'endommagement en cisaillement interlaminaire. Pour les autres configurations de singularités étudiées, leur présence n'a pas d'impact sur la localisation de la rupture. En effet, les singularités sont positionnées entre les appuis supérieurs et inférieurs du montage de flexion 3 points avec appuis rapprochés.

Les essais de délaminage réalisés sur des stratifiés de configuration  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$  ont quant à eux permis d'observer des phénomènes différents en fonction de la sollicitation. Les essais de délaminage en mode I, correspondant à la propagation d'une fissure sous l'effet d'un

chargement en traction, n'ont pas montré d'impact des singularités. Le comportement de l'ensemble des stratifiés étudiés est identique quelles que soient la nature et la géométrie des singularités introduites lors de la phase de drapage. La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave permet cependant d'augmenter les valeurs du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  déterminées lors des essais. L'homogénéisation de la matière au sein des stratifiés, du fait de la pression répartie exercée par cette contre plaque permet ainsi d'obtenir un stratifié de plus faible épaisseur et une meilleure adhésion entre les différents plis.

Les essais de délaminage en mode II, correspondant à la propagation d'une fissure sous l'effet d'un chargement en flexion favorisant la création de cisaillement, ont permis de déterminer l'influence de la présence des singularités. En effet, la présence d'un gap entraîne une augmentation du taux de restitution d'énergie  $G_{IIC}$  afin de permettre la propagation de la fissure à travers le stratifié étudié. La présence d'une zone riche en résine rend ainsi difficile le passage de la fissure. Ce phénomène est d'autant plus marqué lorsque la cuisson en autoclave est réalisée sans contre plaque. La présence d'une singularité overlap provoque une diminution de ce taux de restitution d'énergie du fait d'un taux volumique de fibres local important favorisant la propagation de la fissure au sein du stratifié. Des interrogations ont été soulevées lors de la réalisation de ces essais. En l'absence de singularité de géométrie importante (pour les plaques de référence contenant un gap de 0,5 mm), les valeurs des taux de restitution d'énergie augmentent à proximité de la zone de singularité. Celle-ci est effectivement localisée à proximité du point d'appui du montage favorisant ainsi la création de contraintes locales pouvant influencer les propriétés de délaminage. Pour pallier à ce problème, des expérimentations supplémentaires pourront être réalisées en déplaçant la zone de singularité. Les singularités peuvent être introduites au centre des éprouvettes lors de la phase de drapage, à 10 mm de la fin du film de téflon pour permettre une amorce de fissure suffisante. Les effets de la présence des singularités pourront ainsi être évalués sans privilégier la création de contraintes liée aux conditions limites imposées par le montage de flexion 4 points.

Après avoir étudié les propriétés locales sur des éprouvettes, influencées ou non par la présence des singularités, la dernière partie de ce chapitre est consacrée à l'étude de plaque sous pression pouvant représenter la sollicitation biaxiale d'un élément de structure. Cet essai permet alors d'appliquer un chargement biaxial pur sur des stratifiés avec un empilement de configuration  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$  contenant des singularités gap et overlap de géométrie différente. Les résultats issus de la sollicitation de plaque sous pression ont mis en évidence le rôle essentiel de la présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave. Dans le cas des plaques

polymérisées sans contre plaque, la présence d'un gap de la largeur d'un ruban de préimprégné (6,35 mm) favorise la propagation de la rupture initiée au niveau des conditions limites contrairement au même stratifié polymérisé avec une contre plaque. Les conditions limites appliquées sur les plaques sont cependant à étudier. En effet, les zones prédominantes de déformation sont localisées au bord du montage, dans la zone d'encastrement des plaques. Pour supprimer ce phénomène de concentration de contrainte, il serait nécessaire de rajouter une surépaisseur sur le pourtour des plaques pour permettre de renforcer les stratifiés étudiés et éviter leur rupture prématurée. Cette surépaisseur peut être directement créée lors de la phase de drapage des stratifiés par le procédé de placement de fibres automatisé. Si ce montage est amélioré, il peut être envisagé de poursuivre l'analyse de plaque sous pression avec des essais de fluage ou de fatigue afin d'aller plus loin dans l'analyse de l'influence des singularités gap et overlap sur les propriétés de stratifiés carbone-époxy. Il pourrait également être envisagé d'étudier des stratifiés plus réalistes qui font généralement appel à des séquences d'empilement avec des angles intermédiaires ( $\pm 45^\circ$ ) de configuration  $[0^\circ/+45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_{2s}$  avec des épaisseurs de plaques plus significatives.





# **Chapitre V - Mise en œuvre de biocomposites par le procédé de placement de fibres automatisé**

---

Depuis quelques années, les composites à matrice polymère renforcés par des fibres naturelles font l'objet d'une attention croissante. Les procédés de chauffe laser développés pour la technologie de placement de fibres automatisé peuvent être adaptés à ces nouveaux matériaux renouvelables tels que les composites à base de fibres de lin et à matrice PP pour une utilisation industrielle. En effet, le chauffage par laser permet un contrôle précis de la quantité de chaleur apportée et ainsi d'obtenir une température de mise en œuvre élevée pendant un temps très court. La matrice contenue dans le composite peut ainsi être fondue afin de consolider la structure composite. La mise en œuvre de ces nouveaux matériaux est encore aujourd'hui un verrou avec ces nouvelles technologies de drapage dans des domaines industriels innovants tels que l'industrie des énergies renouvelables et l'industrie automobile haut de gamme. L'objectif de ces travaux est d'étudier le drapage de préimprégné bio-composites par le procédé de placement de fibres automatisé en mettant en évidence les paramètres et les conditions de mise en œuvre indispensables à la consolidation des empilements réalisés. La première partie est consacrée aux essais de drapabilité sur une machine AFP de rubans préimprégnés lin-PP fabriqués par extrusion sur une machine AFP. Les paramètres seront ainsi modifiés pour comprendre leur influence sur la faisabilité de drapage de ces nouveaux matériaux. La seconde partie de ces travaux est quant à elle consacrée à la mise en œuvre de rubans préimprégné lin-PP, fabriqués par calandrage. Les propriétés mécaniques obtenues des empilements drapés seront comparés à un préimprégné mis en œuvre par thermocompression. Les conclusions obtenues permettront de déterminer si l'étape supplémentaire de drapage par le procédé AFP entraîne ou non une dégradation des fibres de lin après la consolidation complète des empilements réalisés.

## **V.1 Le développement des biocomposites**

### **1.1. Les biocomposites**

La prise en compte de l'environnement ne se limite plus aujourd'hui aux seuls aspects économiques liés au coût de l'eau ou de l'énergie mais tend vers une volonté de préserver les ressources naturelles afin de sauvegarder la planète [144]. Dans le domaine industriel, cette évolution se traduit par la volonté de recyclage, de réduction des usages ou la substitution des matériaux d'origine non renouvelable par des matériaux recyclés, des bio-polymères ou bien des composites bio-sourcés.

En tant que renfort, les fibres végétales peuvent permettre de répondre à ces nouvelles exigences [145]. Parmi ces végétaux, les fibres de lin demandent peu d'énergie pour leur production et conduisent à de faibles impacts environnementaux [146,147]. Le renforcement des polymères par ces fibres se justifie également par leurs spécificités telles que leur faible densité et leurs propriétés mécaniques rivalisant directement avec les fibres de verre [148]. Les fibres élémentaires de lin sont considérées comme longues dans le monde des fibres végétales, de 10 à 100 mm environ. Tout comme les fibres de verre et de carbone, les fibres végétales peuvent ainsi être utilisées pour la réalisation de grandes pièces de structures renforcées telle que les pales d'éolienne par exemple [149,150].

L'usage d'une matrice thermoplastique, permet également d'obtenir des matériaux composites recyclables ce qui est idéal pour la réduction des impacts sur l'environnement [151,152]. Parmi les matrices les plus couramment employées, le polypropylène présente de nombreux avantages en termes de coût, de propriétés thermomécaniques à température ambiante ainsi que de tenue au vieillissement. La matrice PP a également l'avantage d'avoir une température de fusion relativement faible (autour de 170°C [153]) qui est compatible avec la résistance à la température des parois végétales de la fibre de lin.

## 1.2. Les composites à matrice thermoplastique mis en œuvre par AFP

Dans le domaine aéronautique, les matrices thermoplastiques sont généralement utilisées avec des fibres de carbone et des matrices thermoplastiques présentant des températures de fusion élevées, au-delà de 300°C. La matrice la plus couramment utilisée est la matrice PEEK avec une température de fusion de 343°C [154-156]. Les procédés AFP ont donc été adaptés à la transformation de ces matériaux avec une source de chaleur placée directement sur la tête de dépose. Différentes techniques de chauffage sont utilisables par : gaz à chaud, ultrasons, rayonnement infrarouge, induction ou laser [157]. Depuis quelques années l'apport de chaleur par émission d'un faisceau laser a été choisi. En effet, ce système, présentant un rendement énergétique important et une vitesse de chauffe rapide, permet de contrôler précisément la zone

chauffée et de mettre localement en fusion le polymère avant la dépose et le compactage des rubans de préimprégné.

Suite à l'étape de drapage, les pièces fabriquées sont consolidées en température dans un autoclave afin de minimiser la quantité de défauts et respecter le cahier des charges des constructeurs aéronautiques. Des éléments supplémentaires sur les composites à matrice thermoplastique sont apportés dans le Chapitre I de ce manuscrit.

### 1.3. Tenue en température des fibres de lin et de la matrice PP

Les polymères thermoplastiques utilisés de manière conventionnelle lors de la fabrication de pièces composites par AFP possèdent cependant des températures de mise en œuvre peu adaptées aux fibres végétales. En effet, les parois végétales des fibres de lin sont majoritairement constituées de micro fibrilles de cellulose orientées et liées entre elles par une matrice polysaccharidique. Parmi les constituants de cette matrice, Gorshkova et Morvan [158] ont montré que les galactanes présents jouent un rôle primordial sur la rigidité des fibres. Or, compte tenu de la sensibilité en température des fibres de lin, des dégradations structurales et biochimiques de ces constituants peuvent intervenir lors de cycles thermiques supérieurs à 100°C [154,155]. Des essais de nanoindentation [159] ont également permis de mettre en évidence une baisse des performances mécaniques des fibres de lin après un cycle de mise en œuvre par injection ou par film-stacking (empilement de films de polymère et de renforts préalablement organisés). A l'échelle de la fibre unitaire, ces résultats ont été confirmés par Baley et al. [160] et par Gourier et al. [161] qui ont montré que les rigidités et contraintes à rupture des fibres élémentaires de lin étaient altérées après un cycle thermique. Ce phénomène intervient ainsi au-delà de 200°C lorsque le cycle de mise en œuvre est de quelques minutes et ce dès 105°C lorsque celui-ci est de l'ordre de 14 heures [161]. A l'échelle de la paroi, l'influence du temps de mise en œuvre sur les propriétés mécaniques a été démontrée par des essais de nanoindentation en utilisant différents modes de compoundage. Une baisse des performances mécaniques des fibres est donc constatée avec l'augmentation de la température et de la durée d'exposition. Des modifications structurales importantes des fibres de lin ont également été mises en évidence après un cycle thermique au sein d'un polymère [160].

Le polypropylène PP possède lui aussi de bonnes propriétés mécaniques et une stabilité chimique reconnue [162]. Cependant, ce polymère peut présenter des modifications structurales lors de sa mise en œuvre. En effet, il révèle une forte sensibilité à l'oxygène pouvant générer des dégradations chimiques ayant pour conséquence une fragilisation du

matériau [163]. Cette sensibilité est particulièrement marquée au début du cycle de mise en œuvre, lorsque le contact avec l'air est important. Ce phénomène engendre la création de radicaux libres (éléments chimiques instables entraînant des coupures de chaînes) et une dépolymérisation partielle expliquant ainsi une stabilité modérée du polymère PP au recyclage.

## **V.2 Matériaux et méthodes**

### **2.1. Présentation des matériaux utilisés dans l'étude**

Afin de permettre la mise en œuvre par le procédé de placement de fibres automatisé, il est nécessaire de disposer d'un ruban de géométrie contrôlée et présentant une résistance mécanique suffisante pour permettre leur dépose. Différentes configurations de préimprégnés lin-PP ont été réalisées au cours de ces travaux en utilisant différentes techniques de fabrication pour les rubans afin de répondre à ces exigences. Seules deux configurations de matériaux issues de ces essais seront cependant présentées dans la suite de ce chapitre.

#### *2.1.1. Rubans de préimprégné lin-PP réalisés par extrusion*

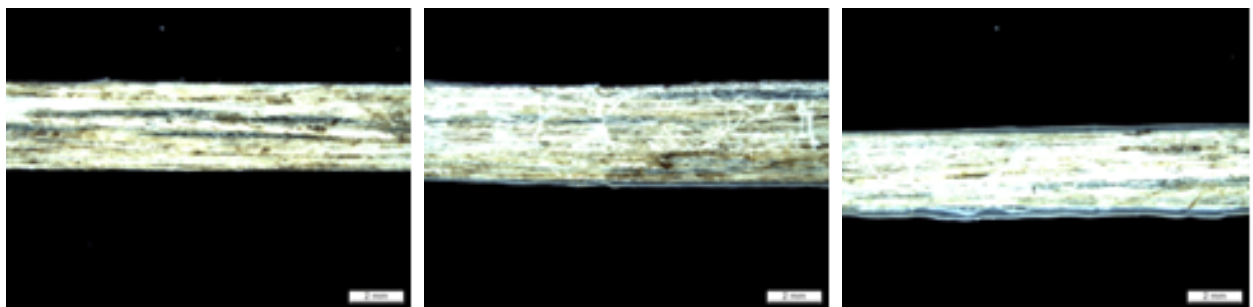
Les premiers rubans de préimprégné utilisés dans ces travaux sont composés de 50 % en masse de fibres longues de lin peignées et 50 % en masse de matrice polypropylène PP non greffée. Ils ont été fabriqués par la méthode d'extrusion. Ce procédé consiste à guider les renforts de fibres de lin dans une filière à la largeur souhaitée puis à tremper les rubans réalisés dans un bain de matrice liquide afin de réaliser leur imprégnation. La difficulté principale de cette technologie est d'obtenir une largeur et une épaisseur de ruban constantes tout en favorisant une imprégnation homogène des fibres sur la totalité de la longueur des rubans. La largeur approximative de ceux-ci, à la sortie de la filière, a été définie à 4 mm pour une épaisseur à 0,4 mm.

L'observation visuelle des rubans met en évidence une irrégularité de leur largeur ainsi qu'un manque d'imprégnation en surface. Une analyse de leur structure et microstructure a donc été réalisée. La largeur des rubans de préimprégnés lin-PP mis en œuvre par extrusion a dans un premier temps été mesurée tous les 50 m sur une longueur totale de rubans de 665 m afin de contrôler leur homogénéité. Les mesures relevées sont regroupées dans le Tableau V. 1.

Position dans le ruban (mm)	Largeur des rubans (mm)
50	3,21
100	3,51
150	4,04
200	3,57
250	3,51
300	3,59
350	3,14
450	3,69
500	3,56
550	3,6
665	3,02

**Tableau V. 1** - Largeur mesurée des rubans à différente longueur avant leur mise en œuvre par AFP

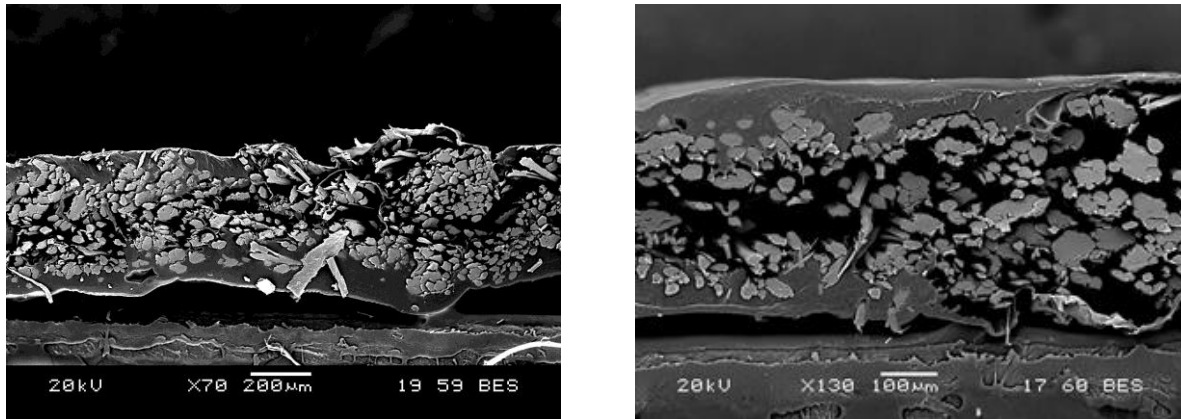
Les largeurs de rubans mesurées (Tableau V. 1) mettent en avant une dispersion importante en fonction de la zone de prélèvement des échantillons. En effet, celles-ci sont inférieures aux données fournisseurs (correspondant à la largeur de la filière, soit 4 mm) avec une largeur moyenne du ruban de 3,50 mm. De plus, la répartition des fibres de lin, mais également de la matrice thermoplastique PP, ne sont homogènes dans l'ensemble des rubans. L'observation de leurs surfaces (Figure V. 1) a permis de mettre en évidence des zones appauvries en fibres mais très riches en matrice. Ce manque d'homogénéité peut provoquer la création de défauts tels que des porosités lors de la phase de drapage.



**Figure V. 1** - Photographies de la surface des rubans de préimprégné à différentes longueurs avant leur mise en œuvre par AFP

Des observations de la microstructure des rubans ont également été réalisées à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage afin de vérifier leur qualité d'imprégnation. Ces microstructures, illustrées sur la Figure V. 2, montrent une mauvaise qualité d'imprégnation des faisceaux de fibres au cœur des rubans. La préparation des échantillons, principalement lors de la phase de polissage, a également engendré une décohésion entre les fibres (Figure V. 2). Le ruban de préimprégné est donc uniquement enduit de matrice thermoplastique à sa

surface de manière irrégulière. Des fibres de lin non imprégnées sont également visibles à la périphérie des rubans.



**Figure V. 2** - Microstructure d'un ruban lin-PP mis en œuvre par extrusion

La fabrication par extrusion conduit ainsi à une enduction et non à une imprégnation des rubans étudiés.

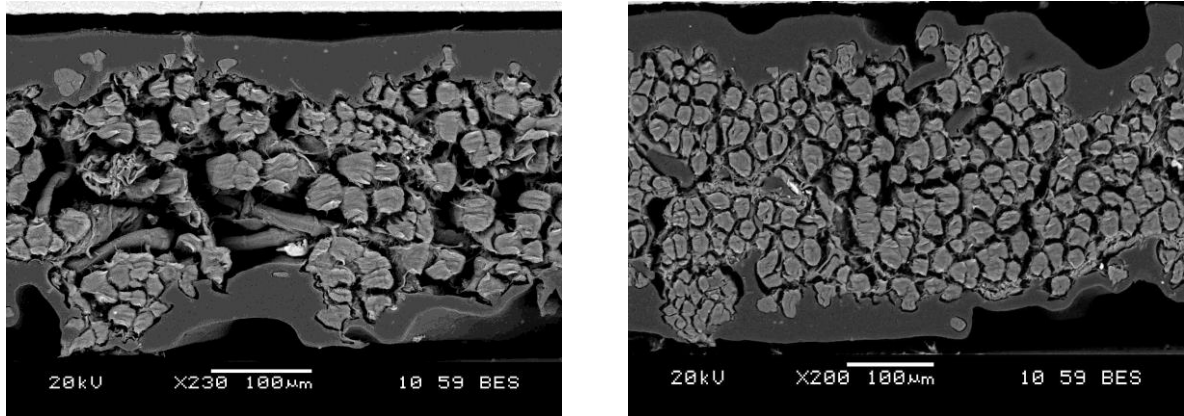
#### *2.1.2. Ruban de préimprégné lin-PP réalisé par calandrage*

Le second type de rubans de préimprégné étudié a été obtenu après le calandrage en température de fibres de lin (peignées et alignées) entre deux films de PP non greffé. La largeur des nappes unidirectionnelles de préimprégnés fabriquées est de 300 mm. Ce procédé permet ainsi de contrôler parfaitement l'orientation des fibres. Le préimprégné final a une masse surfacique totale de 153 g/m<sup>2</sup> avec un pourcentage théorique massique de fibres de 50 %. Ces nappes peuvent être utilisées pour la mise en œuvre sous presse. Dans le cas de la fabrication par le procédé de placement de fibres automatisé, les nappes unidirectionnelles ont été découpées mécaniquement par Omega Systems (Nantes, France) afin d'obtenir des rubans de largeur constante de  $6,35 \pm 0,25$  mm. L'épaisseur finale des rubans a été mesurée à 0,32 mm.

Les premières observations au MEB ont été réalisées sur les rubans lin-PP directement obtenus après l'étape de calandrage. La microstructure de ces rubans est illustrée sur la Figure V. 3. Les observations réalisées mettent en évidence deux zones riches en polymère en surface des rubans malgré des irrégularités du fait de la faible pression appliquée lors de l'étape du calandrage. Ces observations sont rassurantes pour la mise en œuvre par le procédé de placement de fibres automatisé. En effet, ces régions riches en polymère vont permettre un soudage entre les différents rubans lors de l'étape de drapage. L'analyse de ces microstructures



met également en exergue un manque d'imprégnation au cœur des rubans (Figure V. 3). L'étape de polissage des échantillons pour l'observation des microstructures des rubans a ainsi entraîné une division des faisceaux des fibres du fait de ce manque d'imprégnation (Figure V. 3).



**Figure V. 3** - Microstructure d'un ruban lin-PP mis en œuvre par calandrage

## 2.2. Drapage par le procédé de placement de fibres automatisé

Le drapage automatisé est réalisé sur une machine de placement de rubans automatisé utilisée pour la mise en œuvre de préimprégné thermoplastique. Cette technologie a été développée par la société Coriolis Composites (Figure V. 4) [2].

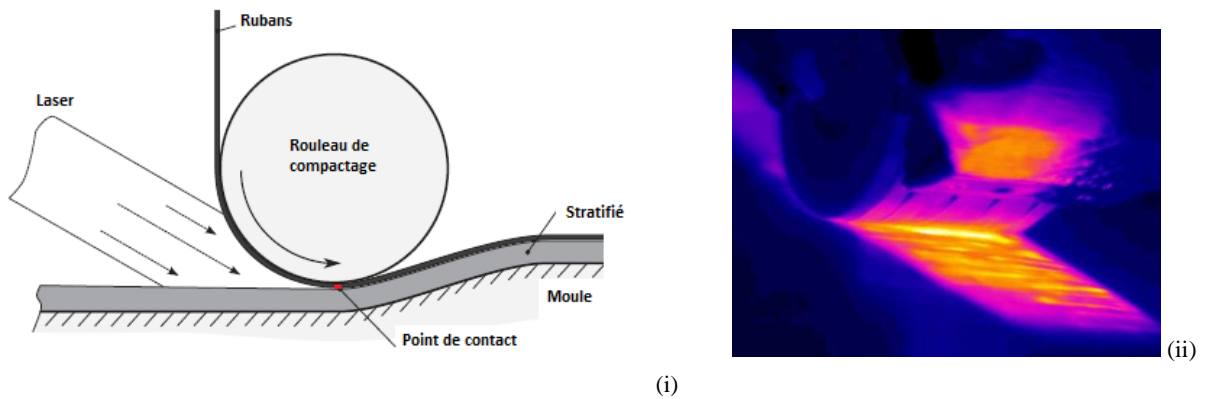


**Figure V. 4** - Cellule de placement de fibres automatisé ABB<sup>®</sup> utilisée pour le drapage des stratifiés à matrice thermoplastique (développée par Coriolis Composites<sup>®</sup> [2])

La cellule robotisée est dotée d'un robot ABB 6 axes monté sur un axe linéaire de 8 m. Dans le cadre de ces travaux, la tête de placement de fibres utilisée permet de déposer une bande composée d'1 à 8 rubans avec une largeur de bande totale maximale de 50,8 mm (soit 8 rubans de largeur  $6,35 \pm 0,25$  mm) à chaque étape de dépose. Le rouleau de compactage utilisé, d'une dureté de 40 Shore D, est un rouleau monobloc en polymère de diamètre 70 mm et d'une largeur de 55 mm.

Pour permettre le chauffage de la résine thermoplastique et des fibres, un laser à diode de 6 KW (LASERLINE GmbH©) a été utilisé pendant le drapage. Le rayonnement laser est acheminé jusqu'à la tête de dépose sur laquelle un dispositif optique est installé, afin de permettre de générer un faisceau préférentiel. Ce dernier chauffe simultanément les rubans acheminés et la surface de drapage. La région la plus chaude est située au point de contact entre le rouleau de dépose et le substrat (Figure V. 5). Le drapage des plaques a été réalisé avec une puissance de chauffe du laser de 2000 W. Les mesures effectuées par la caméra infrarouge, mise en place sur la tête de dépose, ont donné des températures de drapage comprises entre 170°C et 200°C. Cependant, les températures mesurées sont discutables. En effet, l'émissivité du matériau n'a pas été étalonnée et l'angle d'incidence de la caméra à la surface des échantillons drapés est peu profond, influençant ainsi les mesures réalisées. La vitesse de drapage des différents stratifiés a été définie constante à 0,2 m/s. La force de compactage imposé par le rouleau lors du drapage est de 500 N (la surface du rouleau en contact avec la matière est ainsi d'environ 55 mm par 15 mm) pour permettre une adhérence suffisante entre les différents plis des stratifiés. La force de compactage est en réalité pilotée sur les supports des rouleaux et non sur le rouleau directement. Il est en effet difficile de connaître la déformation réelle du rouleau sous l'effet de la température en particulier sur des pièces de forme complexe. Pour permettre une adhésion suffisante lors de la dépose du premier pli, un film de polyamide de 25  $\mu$ m (Kapton®), maintenu par le vide, a initialement été déposé à la surface de la zone de drapage (marbre en aluminium).

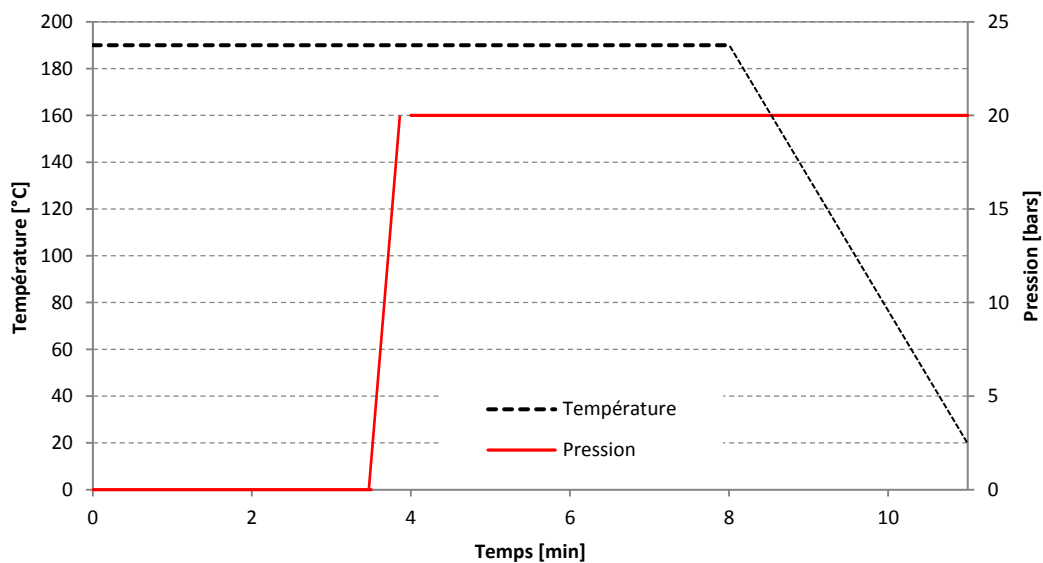
Lors de la programmation des trajectoires de drapage, un écart inter-bandes de 0,5 mm a été paramétré afin d'éviter un chevauchement entre les rubans, favorisant une surépaisseur locale au sein des échantillons drapés. Du staggering, correspondant à un décalage des écarts inter-bandes lorsque deux ou plusieurs plis de même orientation sont superposés l'un sur l'autre, a également été utilisé afin d'éviter le chevauchement des écarts inter-bandes. Un décalage de 22,2 mm (correspondant à 3,5 fois la largeur d'un ruban de préimprégné) a ainsi été réalisé à chaque pli drapé.



**Figure V. 5** – Procédé AFP : (i) Schéma du chauffage de la tête de dépose pour le drapage de préimprégné thermoplastique ;  
(ii) Capture d'écran de la caméra thermique positionnée sur la tête de placement de rubans lors de la dépose

### 2.3. Transformation sous presse à plateaux chauffants

La mise en forme des nappes préimprégnées lin-PP sous presse a été réalisée sur une presse à plateaux chauffants. L'application d'une pression par les plateaux permet ensuite un mouvement de la résine à travers les renforts afin d'assurer la consolidation du matériau. Plusieurs essais de cycle de température, de pression et de temps de mise en œuvre ont été effectués sur les différentes configurations de stratifiés. L'analyse de leurs microstructures et de leur taux de porosité a été réalisée dans l'objectif de déterminer les paramètres de transformation les plus appropriés. La qualité d'imprégnation et la présence ou non de porosité ont permis de déterminer le cycle illustré sur la Figure V. 6.



**Figure V. 6** – Cycle temps, température, pression définie pour la mise en œuvre sous presse des composites lin-PP

Ce cycle correspond à une phase de mise en température des plaques à 190°C pendant 4 min puis à l'application d'une pression de 20 bars à 190°C. Le refroidissement est ensuite réalisé en 7 min, d'une température de 190°C à 20°C, tout en maintenant la pression de 20 bars. La fraction volumique de fibres et l'épaisseur des stratifiés ont pu être contrôlées lors de la mise en œuvre grâce à l'utilisation de cales permettant de définir l'entre fer et d'éviter l'essorage des plaques.

#### 2.4. Observation de la microstructure des stratifiés

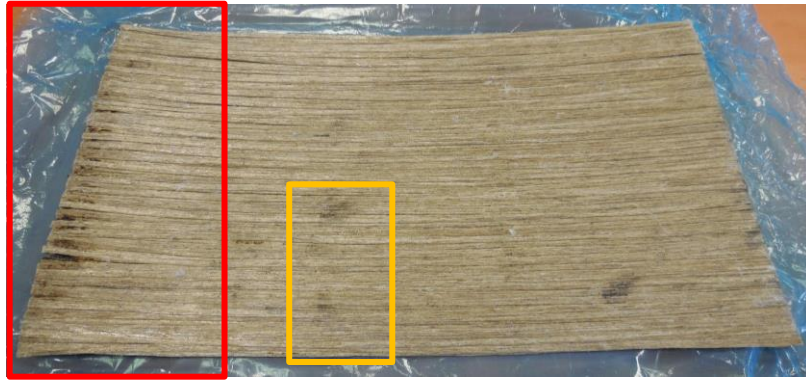
Les observations réalisées au MEB respectent les conditions de préparation détaillées dans le Chapitre II. Les échantillons ont cependant été préalablement enrobés dans un plot de résine pour effectuer le polissage dans les meilleures conditions et permettre l'obtention de surfaces propres et lisses. Avant observation, les échantillons ont également été recouverts d'une fine couche d'or par pulvérisation cathodique grâce à un métalliseur Edwards Scancoat 6. Le traitement d'image permettant de déterminer le taux volumique de fibre ainsi que le taux de porosité a été réalisé sur 9 échantillons pour chaque configuration de stratifié.

### V.3 Drapage des rubans lin-PP par le procédé AFP

#### 3.1. Drapage des rubans lin-PP réalisé par extrusion

##### 3.1.1. Mise en œuvre

Les premiers essais de drapage ont été réalisés avec les rubans préimprégnés lin-PP mis en œuvre par extrusion. Une première plaque composée de 12 plis unidirectionnels a ainsi été drapée avec une vitesse de drapage de 0,2 m/s (Figure V. 7). A cette vitesse, des difficultés d'accroche du premier pli ont été observées pour une puissance du laser inférieure à 2300 W. En effet, à la différence des matrices thermodurcissables, les matrices thermoplastiques ne possèdent pas de caractère pégueux facilitant leur adhésion sur le film polyamide positionné sur la surface de drapage. A partir du 6<sup>ème</sup> pli drapé, des effets de cintrage ont été observés aux extrémités de la plaque du fait des contraintes thermomécaniques qui lui sont appliquées pendant la dépose des rubans. Des traces de brûlures ont également été constatées au niveau du réacheminement des rubans ainsi qu'au centre de la plaque (Figure V. 8). Ce phénomène est lié à la présence de fibres de lin non imprégnées à la surface des rubans qui brûlent lors de la dépose avec l'augmentation de la température.



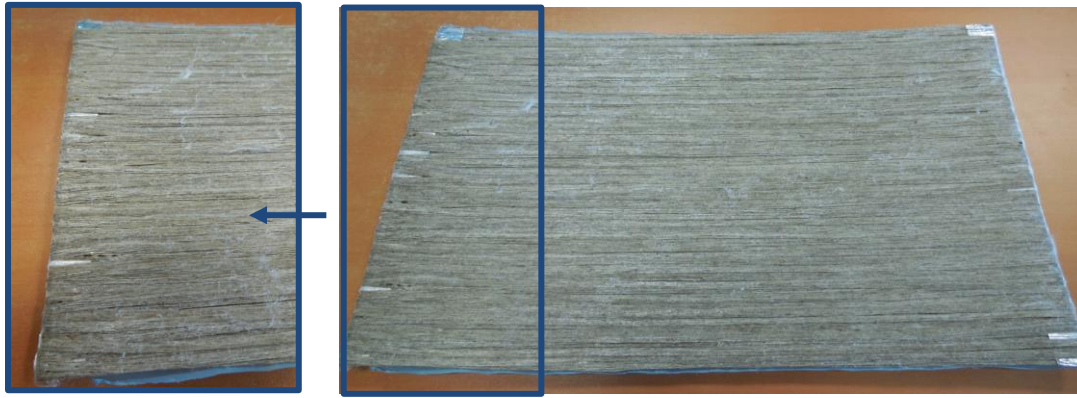
**Figure V. 7** - Photographies de la plaque lin-PP (ruban extrudé) drapée par AFP



**Figure V. 8** - (i) Cintrage de la plaque avec les contraintes résiduelles de chauffage et zones de brûlures dans la zone de réacheminement des rubans ; (ii) brûlures au centre de la plaque

La seconde plaque, composée cette fois ci de 16 plis unidirectionnels, a été réalisée en diminuant la vitesse de dépose ainsi que la puissance du laser pour éviter l'endommagement des rubans. Les paramètres de drapage sont alors définis tels que la vitesse de drapage est de 0,1 m/s et la puissance du laser est comprise entre 1200 et 1600 W. L'effet de cintrage a été observé à partir du 5<sup>ème</sup> pli (Figure V. 9 (i)). Il a cependant été possible de réaliser le drapage jusqu'au 16<sup>ème</sup> pli sans entraîner une déformation trop importante de la plaque. Les zones de brûlures observées sur la plaque drapée précédemment sont également visibles (Figure V. 9 (ii)). Elles restent cependant moins importantes. La faible émissivité des rubans de lin-PP joue également un rôle important sur la qualité du stratifié fabriqué. En effet, ces rubans nécessitent une puissance de chauffage importante de minimum 1500 W pour atteindre des températures de fusion de 170°C. En comparaison, il ne faut environ que 300 W pour draper un ruban renforcé de fibres de carbone à une vitesse de drapage identique et pour atteindre une température de fusion équivalente. Ceci s'explique par la couleur noire des fibres de carbone.

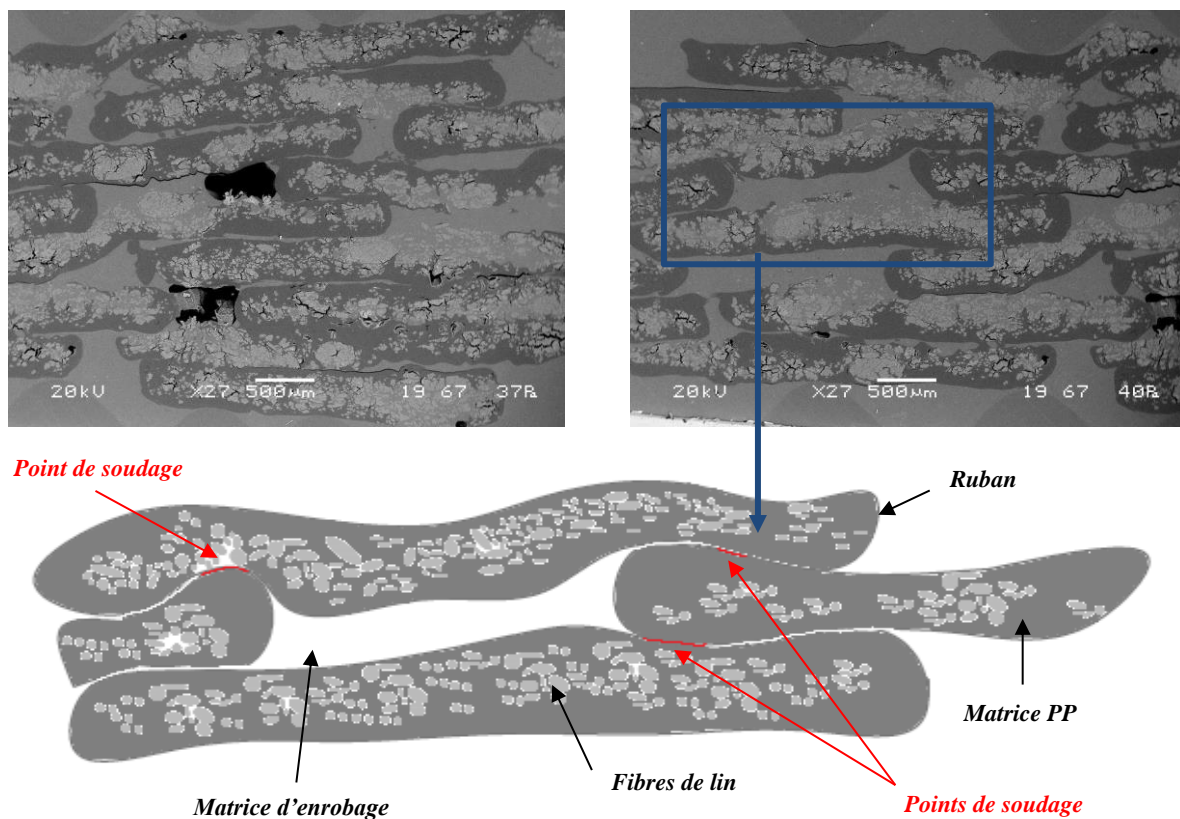




**Figure V. 9** - Photographies de la plaque lin-PP (ruban extrudé) drapée par AFP

### 3.1.2. Analyse de la section des stratifiés après l'étape de drapage par AFP

Pour aller plus loin dans cette étude, la microstructure de la seconde plaque drapée a été observée. Les clichés MEB, illustrés sur la Figure V. 10, montrent qu'il est ainsi possible de distinguer les différents rubans composant les plis de l'empilement ainsi que les écarts imposés par la présence de staggering lors de la phase de drapage.



**Figure V. 10** - Microstructures de l'empilement réalisé à partir des rubans de préimprégné fabriqués par extrusion après le drapage par AFP ainsi que le schéma correspondant. Le gris foncé correspond à la matrice PP, le gris moyen correspond à la résine d'enrobage du plot, le gris clair correspond aux fibres de lin et le noir correspond aux porosités.

Des porosités de taille importante sont également visibles dans ces parties du stratifié. Des zones riches en matrice sont cependant visibles entre les rubans des différents plis montrant ainsi des points de soudage partiels de la matière. Les défauts d'imprégnation observés sur les rubans de préimprégné lin-PP avant leur mise en œuvre sont toujours visibles sur la microstructure. En effet, une mauvaise imprégnation à cœur des rubans est visible ainsi que de nombreuses porosités (comblées ou non par la matrice d'enrobage des plots).

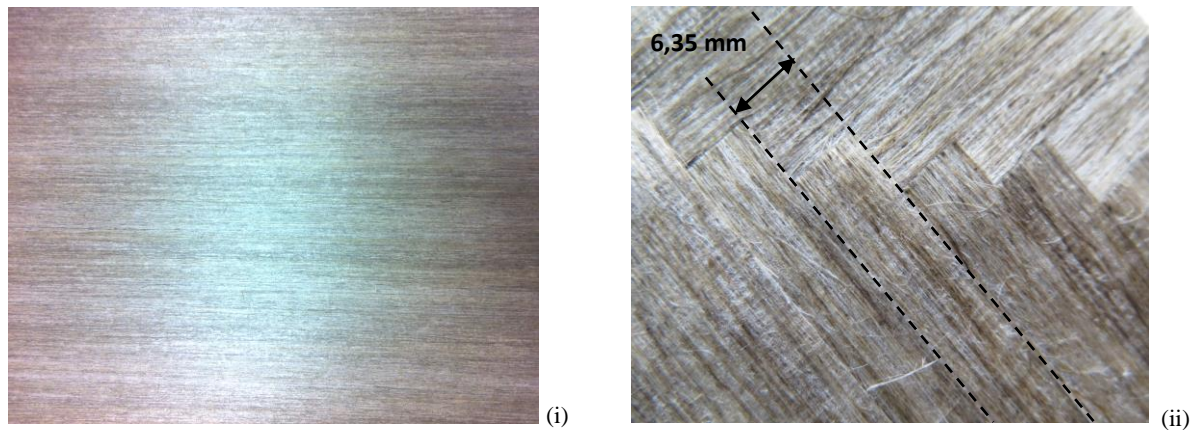
### 3.1.3. Bilan

Les essais de drapage réalisés sur le ruban de préimprégné réalisé par extrusion ont permis de démontrer la bonne drapabilité des bio-composites sur le procédé de placement de fibres automatisé. En effet, en fonction des paramètres de drapage puissance laser/vitesse de dépose, il est possible d'effectuer un drapage continu permettant de déposer des empilements jusqu'à 16 plis tout en favorisant l'adhésion des rubans entre eux afin d'obtenir une plaque qui se « maintient ». Cependant, l'utilisation de ruban non homogène et de largeur insuffisante (3,50 mm au lieu des 6,35 mm requis pour cette technologie de mise en œuvre) entraîne de nombreux défauts à la surface des stratifiés drapés mais aussi l'endommagement des rubans lors de la phase de drapage. Pour la mise en œuvre par AFP, il est indispensable de disposer d'un ruban de géométrie contrôlée. Il est également nécessaire d'avoir un ruban « enrobé » en surface afin d'éviter la dégradation des fibres en surface lors de la dépose.

## 3.2. Drapage de rubans lin-PP réalisés par calandrage

### 3.2.1. Mise en œuvre

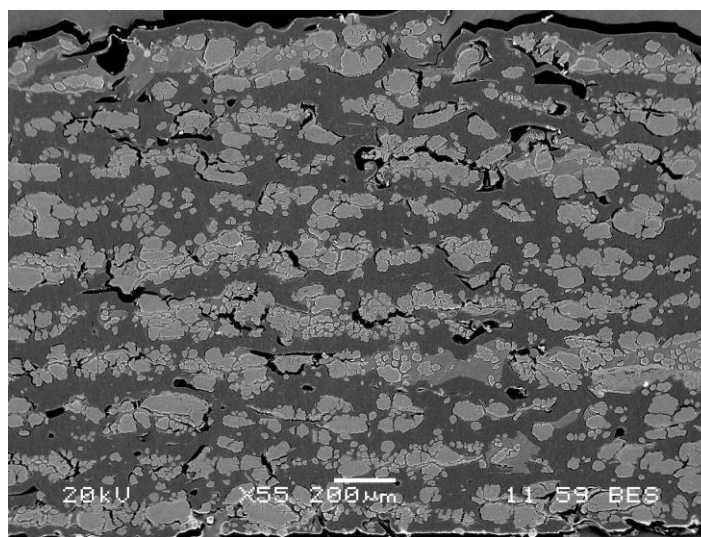
La suite de ces travaux est consacrée à la mise en œuvre par AFP de ruban unidirectionnel lin – PP fabriqué par calandrage. Après une phase d'optimisation des paramètres de drapage, ces rubans ont permis de réaliser des plaques de dimensions 700 mm par 370 mm constituées de 10 plis (Figure V. 11). Les rubans étant de largeur constante de 6,35 mm et imprégnés en surface, aucune dégradation de la matière, telle que des traces de brûlure par exemple, n'a été constatée lors de la phase de drapage.



**Figure V. 11** - (i) Photographie d'une plaque drapée par AFP avec les rubans de préimprégné lin – PP mis en œuvre par calandrage ; (ii) Découpe des rubans par la tête de dépose à 45°

### 3.2.2. Analyse de la section des stratifiés après l'étape de drapage par AFP

La Figure V. 12 illustre la microstructure d'un empilement réalisé après l'étape de drapage par le procédé de placement de fibres automatisé. Sur cette micrographie, il est possible de distinguer l'ensemble des 10 plis du stratifié. Des zones riches en matrice sont également visibles entre chaque pli montrant un soudage entre les différents rubans. Des porosités sont cependant observées au milieu des plis du fait du défaut d'imprégnation au cœur des rubans déjà constaté après l'étape de calandrage (Figure V. 3). Ce phénomène s'explique par la faible pression, de l'ordre de 0,2 MPa, appliquée lors du drapage. Ce type de défaut a cependant été partiellement réduit lors du drapage par AFP.



**Figure V. 12** – Microstructure de l'empilement de 10 plis après le drapage par AFP

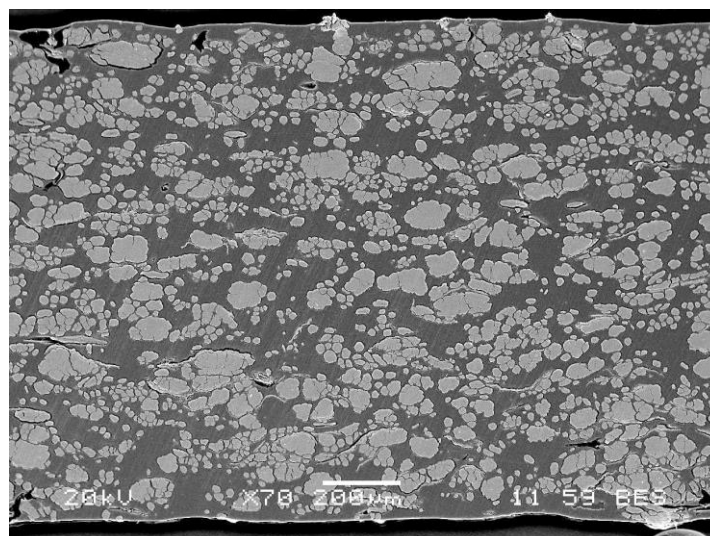


Les faisceaux de fibres sont également majoritairement présents avec peu de fibres individualisées. En effet, les fibres de lin sont organisées en faisceaux dans la plante et les procédés d'extraction (teillage et peignage) les divisent mais les individualisent peu. Coroller et al. [164] ont démontré une forte influence de l'individualisation des fibres sur les propriétés mécaniques des composites unidirectionnels. En effet, l'individualisation des faisceaux conduit à une augmentation de la surface fibre/matrice. Cette organisation sous forme de faisceaux a cependant l'avantage, du fait de la faible longueur des fibres (comprises entre 10 et 100 mm environ), de permettre une cohésion minimale entre les fibres de lin permettant ainsi leur manipulation.

Le procédé de placement de fibres automatisé permet donc de souder les rubans entre eux et d'imprégner partiellement les renforts avec, toutefois, la présence de quelques porosités entre les plis. Des porosités sont aussi présentes au cœur des rubans, nécessitant ainsi une étape de post-consolidation sous presse.

### 3.2.3. Analyse de la section des stratifiés après l'étape de post-consolidation

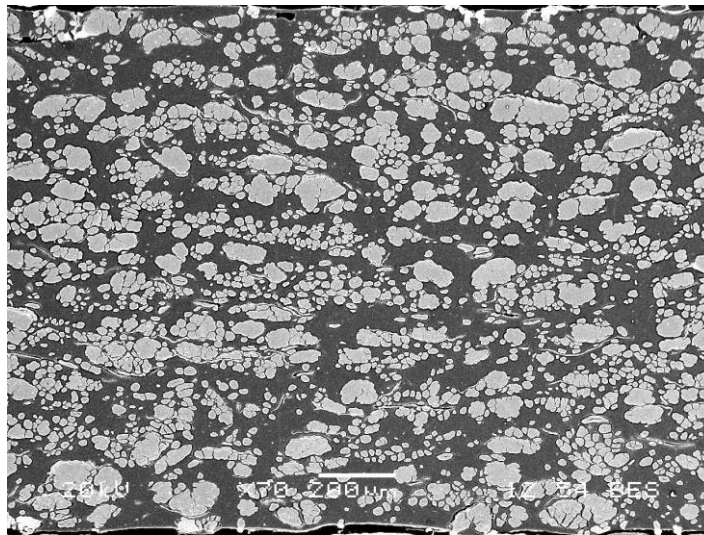
La Figure V. 13 illustre la microstructure des plaques drapées par AFP après l'étape de post-consolidation sous presse. Ces stratifiés ont ainsi subi trois cycles thermomécaniques : le premier correspond au calandrage, le second à la phase de drapage avec l'application d'une température et du compactage du rouleau et enfin la dernière étape à la consolidation en température sous presse (le cycle sous presse imposé aux stratifiés est détaillé dans le paragraphe 2.3 de ce chapitre).



**Figure V. 13** – Microstructure de l'empilement de 10 plis après le drapage par AFP et la post-consolidation sous presse à plateaux chauffants

Ces microstructures montrent un empilement plus homogène, avec une distribution plus uniforme des fibres et du polymère, avec un faible de taux de porosité contrairement aux échantillons analysés précédemment qui n'ont pas subi de post-consolidation (Figure V. 12) en raison d'une pression plus élevée (20 bars) appliquée lors de l'étape de post consolidation.

En comparaison, la Figure V. 14 présente la microstructure d'une plaque drapée manuellement, mise en œuvre uniquement sous presse, qui n'a ainsi subi que deux cycles thermomécaniques : le calandrage dans un premier temps puis la compression en température lors du passage sous presse (le cycle sous presse imposé aux stratifiés est détaillé dans le paragraphe 2.3 de ce chapitre). La microstructure de cette plaque est similaire à celle illustrée sur la Figure V. 13.



**Figure V. 14** – Microstructure de l'empilement de 10 plis réalisé uniquement sous presse à plateaux chauffants à partir de nappe unidirectionnelle calandree

Par analyse d'image, la fraction volumique de fibres a été déterminée à  $41 \pm 2,1$  % pour les plaques réalisées par AFP et de  $39 \pm 1,7$  % pour les plaques compactées sous presse. Les fractions volumiques de ces deux types d'échantillons sont donc très proches démontrant alors une qualité d'imprégnation identique. En effet, la fraction de porosités varie de 0,2 % à 1 % suivant les éprouvettes. Ces observations valident également le cycle de post-consolidation.

Il est donc possible de comparer les propriétés mécaniques des bio-composites réalisés en tenant compte du cycle thermique supplémentaire imposé par le procédé de placement de fibres automatisé.

### 3.2.4. Comparaison des propriétés mécaniques des empilements lin-PP

Des essais de traction longitudinale, transversale et des essais de traction à  $\pm 45^\circ$  ont été réalisés afin de comparer les propriétés mécaniques des stratifiés drapés par AFP puis consolidés sous pression par rapport aux stratifiés uniquement comprimés. La première plaque drapée est ainsi constituée de 10 plis orientés à  $0^\circ$  afin de réaliser des essais de traction longitudinale. La seconde plaque est quant à elle exclusivement drapée avec 10 plis orientés à  $90^\circ$  afin de réaliser des essais de traction transverses. Enfin, une dernière plaque est réalisée avec des plis orientés à  $\pm 45^\circ$  afin de réaliser des essais de cisaillement plan. Les essais ont été réalisés en respectant les conditions d'essais détaillés dans le Chapitre II. L'objectif est d'observer ou non une dégradation des propriétés de la fibre de lin du fait de l'ajout d'un cycle de montée en température imposé par le procédé AFP. Les propriétés longitudinales sont fortement influencées par les propriétés des fibres dont les performances peuvent être altérées par les cycles thermomécaniques. Les propriétés en traction transverse dépendent quant à elles fortement de la qualité de l'interface fibre/matrice et de la microstructure des composites. Les propriétés aux interfaces et celles de la matrice peuvent ainsi être altérées par le cycle thermique supplémentaire.

Les Figure V. 15, 16 et 17 illustrent les courbes contraintes-déformations obtenues pour les différentes sollicitations réalisées. Les comportements des éprouvettes drapées par AFP puis consolidées sous presse sont similaires aux comportements des éprouvettes drapées manuellement qui n'ont subi qu'une étape de consolidation. Ils sont également très proches du comportement des composites lin/époxy présents dans la littérature [165].

La Figure V. 15 illustre les courbes contrainte-déformation obtenues pour les deux configurations de stratifiés sollicitées en traction longitudinale. Les composites unidirectionnels renforcés par des fibres de lin, comme la plupart des composites renforcés par des fibres végétales, montrent un comportement non linéaire jusqu'à la rupture des éprouvettes [165,166]. Ces observations sont directement liées à la structure de la fibre de lin et à son comportement lors de la sollicitation mécanique (hypothèse de réorganisation des fibrilles de cellulose lors de la sollicitation [160,167]). A partir de ces courbes non-linéaires, deux modules peuvent ainsi être déterminés : le premier module  $E_1$  correspond à la partie quasi-élastique de la courbe, déterminé entre 0,05 % et 0,1% de déformation et le second, noté  $E_2$ , a lui été déterminé sur la deuxième pente localisée en fin de courbe.

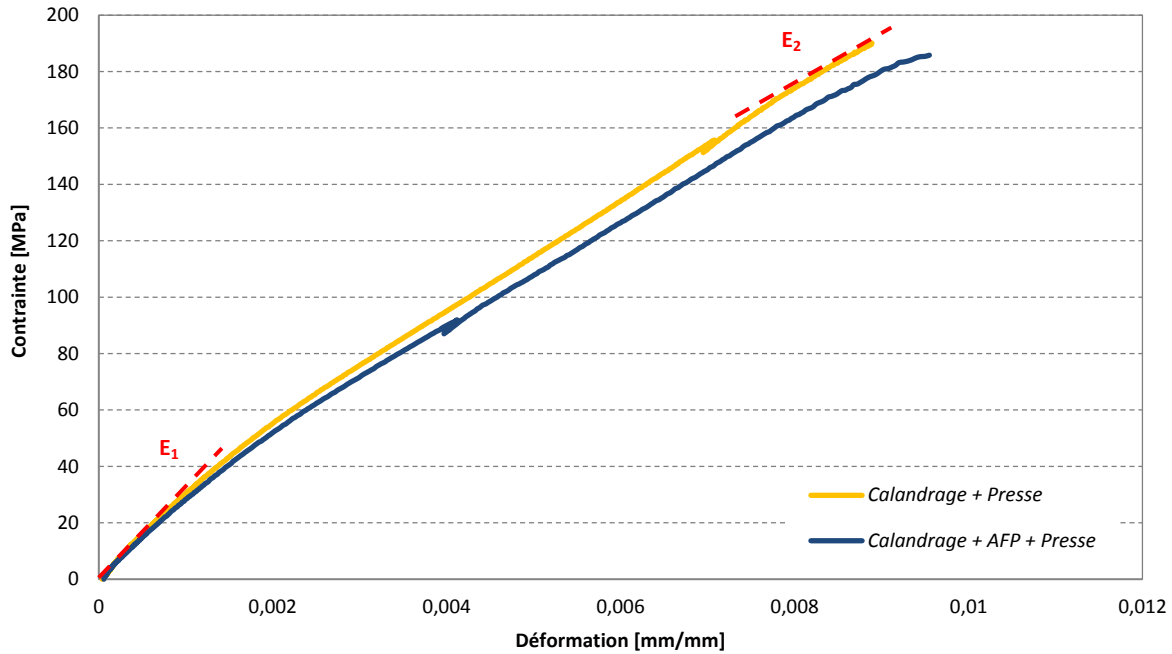


Figure V. 15 – Courbes contrainte-déformation pour une sollicitation en traction longitudinale

La forte non-linéarité du comportement en traction transverse, illustrée sur la Figure V. 16, s'explique quant à elle par les propriétés de la matrice polypropylène. Enfin, le comportement en traction à  $\pm 45^\circ$  est caractéristique de cet empilement quelle que soit la nature des fibres (Figure V. 17).

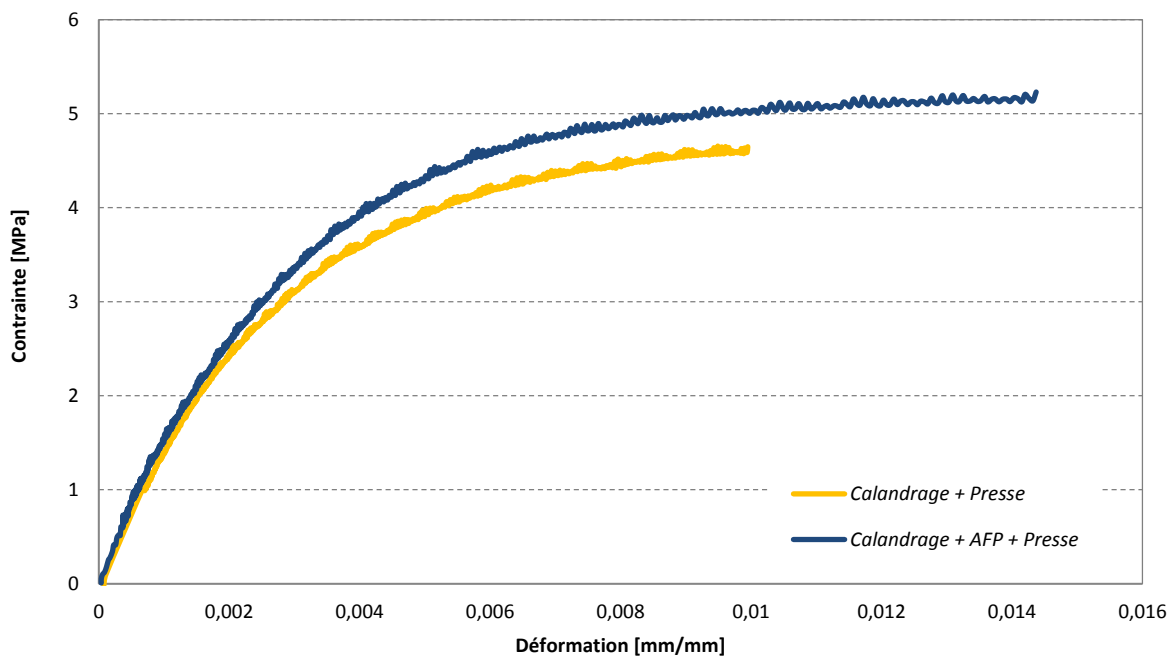
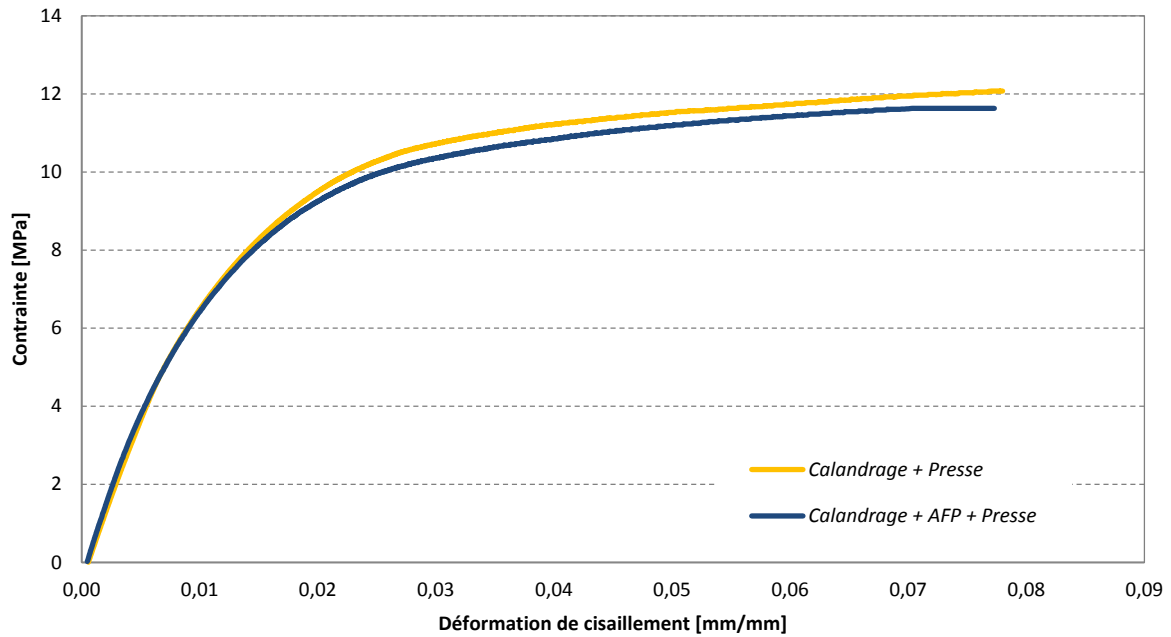


Figure V. 16 – Courbes contrainte-déformation pour une sollicitation en traction transverse



**Figure V. 17** – Courbes contrainte-déformation pour une sollicitation en traction à  $\pm 45^\circ$

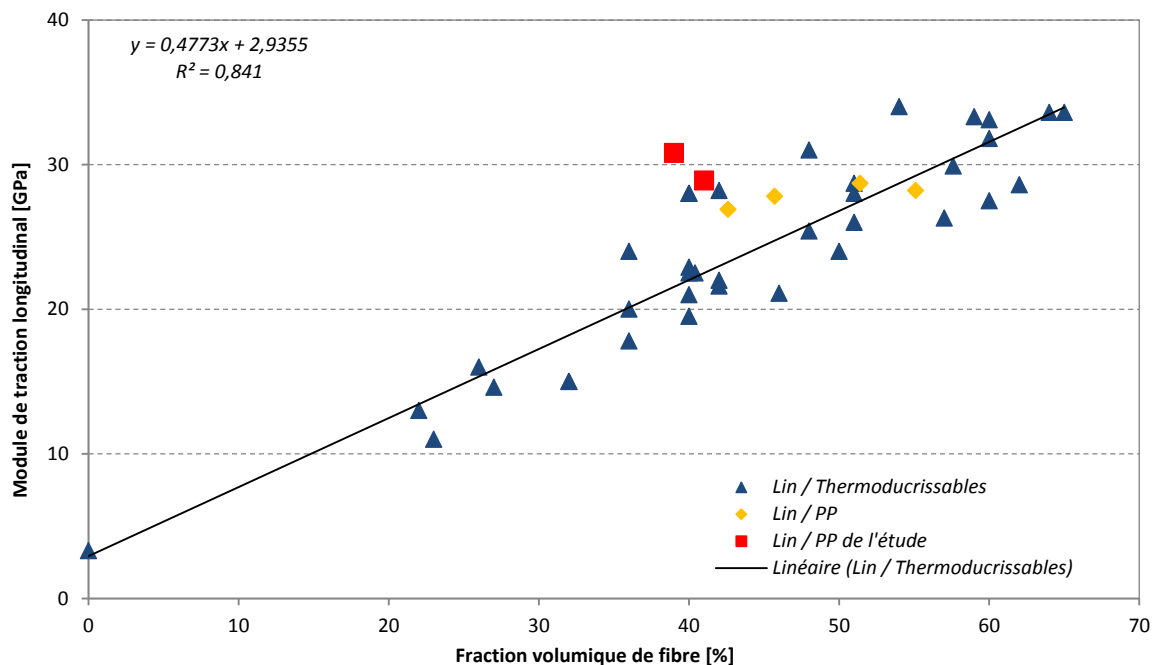
Le Tableau V. 2 regroupe l'ensemble des propriétés mécaniques mesurées pour les deux types de composites étudiés.

Propriétés mécaniques		Calandrage + Presse	Calandrage + AFP + Presse
UD Traction longitudinale	Module d'Young $E_1$ (GPa)	$30,8 \pm 3,2$	$28,9 \pm 1,9$
	Module d'Young $E_2$ (GPa)	$19,6 \pm 1,4$	$18,2 \pm 1,1$
	Contrainte à la rupture (MPa)	$193 \pm 15,3$	$183 \pm 8$
	Allongement à la rupture (%)	$0,92 \pm 0,05$	$0,95 \pm 0,08$
UD Traction transverse	Module d'Young (GPa)	$1,3 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,3$
	Contrainte à la rupture (MPa)	$4,69 \pm 0,8$	$5,10 \pm 0,3$
	Allongement à la rupture (%)	$1,14 \pm 0,14$	$1,39 \pm 0,21$
Cisaillement plan	Module de cisaillement (GPa)	$834,7 \pm 50,16$	$804,76 \pm 61,58$
	Contrainte de cisaillement (MPa) (pour 5% de déformation)	$11,43 \pm 0,36$	$11,15 \pm 0,37$

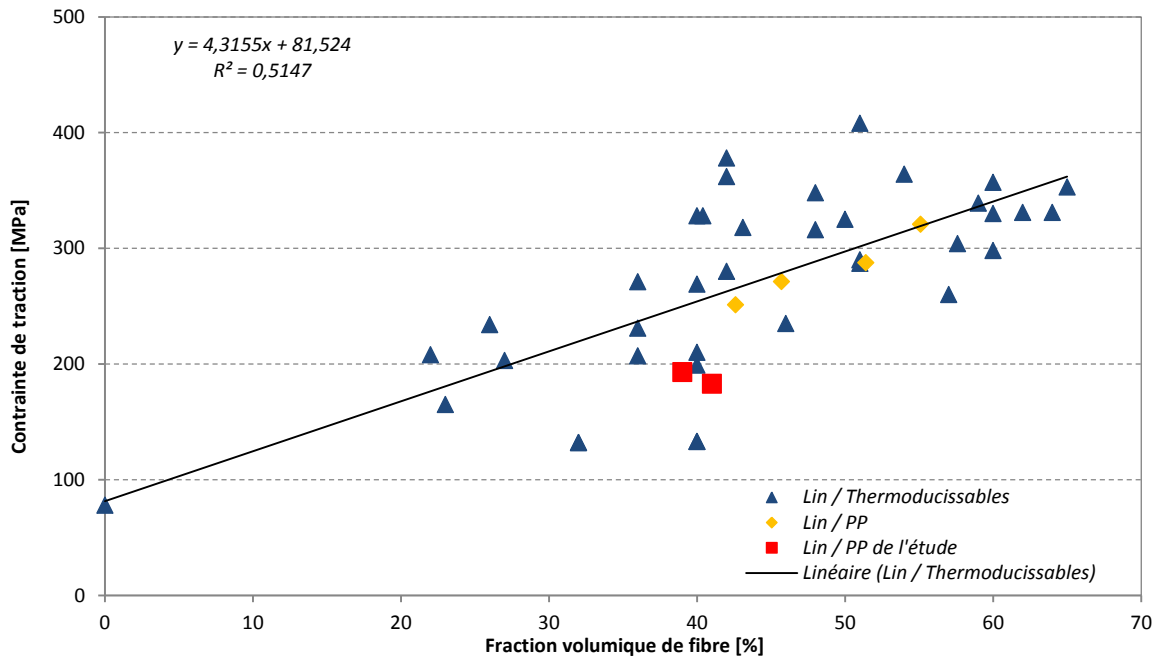
**Tableau V. 2** – Propriétés mécaniques des composites en fonction du cycle de transformation

En tenant compte des écarts type, les propriétés mécaniques des deux stratifiés étudiés sont très proches. L'application d'un cycle thermomécanique supplémentaire imposé par le procédé AFP lors du drapage n'a donc que très peu d'impact sur les propriétés mécaniques des fibres de lin, de la matrice PP et de l'interface fibre/matrice à cette échelle d'observation.

Une comparaison des propriétés mécaniques en traction longitudinale peut être réalisée avec les données de la littérature pour des composites unidirectionnels fibres de lin-matrice thermodurcissable et fibres de lin-matrice polypropylène. La comparaison de ces propriétés est illustrée sur la Figure V. 18 et la Figure V. 19. Les valeurs obtenues dans le cadre de ces travaux sont du même ordre de grandeur que celles obtenues dans la littérature. Les propriétés mécaniques de la matrice PP sont cependant inférieures aux matrices thermodurcissables (matrice époxy principalement) utilisées pour la fabrication des stratifiés présentés. La résistance des stratifiés drapés par AFP est inférieure à la moyenne (Figure V. 19). Ce phénomène s'explique par les cycles thermiques imposés aux fibres [161, 168]. Les modules illustrés correspondent aux modules déterminés à la pente initiale des courbes contraintes-déformations, bien que cela ne soit pas toujours indiqué dans les publications. Bien que la matrice PP présente des propriétés mécaniques inférieures à celles des résines thermodurcissables (principalement époxy) les valeurs des composites sont similaires.



**Figure V. 18** – Modules d'élasticité longitudinaux des composites unidirectionnels fibres de lin-matrice thermodurcissables [164, 170-177] et fibres de lin-matrice polypropylène [178]



**Figure V. 19** – Résistances en traction longitudinales des composites unidirectionnels fibres de lin-matrice thermodurcissables [164, 170-177] et fibres de lin-matrice polypropylène [178]

Les propriétés mécaniques sont également fortement influencées par les propriétés des fibres ainsi que par la fraction volumique de renfort. Or, les variations possibles des propriétés des fibres en fonction de leur nature et de leur condition de culture [147] ne sont pas prises en compte. Les propriétés mécaniques sont de plus affectées par la zone de prélèvement suivant la hauteur de la tige [169]. Dans le cas de cette étude, aucune sélection des fibres de lin n'a été réalisée. Pour augmenter les propriétés mécaniques, il serait ainsi nécessaire d'optimiser le préimprégné de base par une sélection plus fine du lot de fibres et permettre ainsi une meilleure division de ces dernières au sein des faisceaux [165].

Pour les essais de traction transverse, les cycles de mise en œuvre n'ont pas d'influence sur les propriétés des stratifiés étudiés. La forte anisotropie des fibres de lin et la faible rigidité de la matrice PP expliquent les valeurs modestes du module d'Young. Selon Baley et al. [168], le module transverse de la fibre de lin est estimé à 8 GPa. La résistance est quant à elle faible et inférieure par rapport à celle obtenue avec un bio-composite à matrice thermodurcissable [168]. Les propriétés des constituants, la qualité de la liaison fibre/matrice, la fraction volumique de fibres, les contraintes résiduelles et la distribution des fibres influencent fortement la résistance en traction transverse. Par ailleurs, la matrice PP ne présente pas une bonne adhérence avec les fibres de lin ce qui influe également le comportement mécanique [179]. Pour une fraction volumique égale, les rigidités des composites lin-époxy ou lin-PLA



sont proches mais la résistance est nettement supérieure [164]. Ces résultats s'expliquent par les caractéristiques de la matrice époxy et de sa forte adhérence avec les fibres de lin.

La faible rigidité en cisaillement plan est expliquée par les modules des constituants du composite (fibres de lin et matrice PP). Le module de cisaillement des fibres de lin est estimé à 2,5 GPa [160]. Les rigidités mesurées sont ainsi du même ordre de grandeur que les données de la littérature [180]. La faible résistance au cisaillement s'explique aussi par la faible qualité de la liaison fibre/matrice, tout comme pour les propriétés en traction transverse. Dans le cas des biocomposites étudiés il est également nécessaire de tenir compte de la cohésion des faisceaux et des interfaces sollicitées [181]. Dans le cas de cette étude, aucune influence du cycle thermique n'a cependant été constatée sur la cohésion des composites fabriqués.

### *3.2.5. Bilan*

La réalisation de préimprégné composé de renfort de fibres de lin et de matrice thermoplastique polypropylène par calandrage en température de films et de nappes unidirectionnelles a permis de disposer d'une matière utilisable sur un robot de drapage utilisant la technique de placement de fibres automatisé. Ces préimprégnés réalisés, bien que mal imprégnés à cœur, disposent de zones riches en matrice PP sur leur surface, permettant un soudage entre les rubans lors du drapage. Cependant cette technologie « in-situ » n'est pas suffisante pour permettre une suppression totale des porosités situées principalement au milieu des plis. Une opération de post-consolidation en température est donc nécessaire.

Les fibres de lin présentent quant à elles une tenue thermique limitée. Lors de leur mise en œuvre, il est ainsi nécessaire de réduire leur temps d'exposition en température afin de ne pas affecter leurs propriétés mécaniques. Dans le cadre de ces travaux, les rubans de préimprégné ont été transformés par AFP, le drapage étant suivi d'une étape de post-consolidation sous presse, ou directement comprimé sous plateau chauffant. Les fibres de lin ont donc subi 2 ou 3 cycles de température. La comparaison des propriétés mécaniques en traction et en cisaillement ont cependant démontré que le cycle thermique supplémentaire imposé aux fibres lors du drapage par AFP n'a conduit à aucune chute des propriétés mécaniques étudiées.

## **V.4 Conclusions et perspectives sur la mise en œuvre de biocomposites par le procédé AFP**

La mise en œuvre de biocomposites par le procédé de placement de fibres a été validée grâce à l'étude de drapabilité de rubans préimprégnés lin-PP. Ces essais ont démontré que la qualité de la matière première, rubans et semi-produits, joue un rôle essentiel sur la qualité finale des stratifiés drapés. En effet, une imprégnation correcte des rubans permet leur soudage lors de leur dépose. Les facteurs de mise en œuvre, et principalement les paramètres de drapage, jouent également un rôle important. Une puissance de chauffe du laser élevée est nécessaire pour entraîner l'adhésion entre les différents plis drapés sans, cependant, provoquer une dégradation de la matière. Enfin, les différents essais réalisés ont montré qu'une étape de post-consolidation après le drapage par AFP est aujourd'hui indispensable. Cette étape permet de supprimer les porosités présentes au sein des plis des stratifiés et de favoriser l'écoulement de la matrice à travers les renforts. Les propriétés obtenues sont ainsi équivalentes aux propriétés de stratifiés directement mis en œuvre sous presse.

Ces premiers travaux ne sont qu'une étape et qui devrait être prolongée suivant différents axes. Ainsi, pour améliorer l'adhésion entre la matrice et les fibres de lins utilisés pour la fabrication des rubans de préimprégné, un polypropylène greffé (PPMA) peut être utilisé. Afin d'améliorer le chauffage des rubans lors de la dépose, les propriétés d'absorption des matrices thermoplastiques peuvent être améliorées en ajoutant des charges, tel que du noir de carbone. Il serait également intéressant d'utiliser d'autres polymères, comme le PLA par exemple, pour disposer de matériaux 100 % biodégradables. Les étapes de fabrication des rubans sont également à optimiser. Elles nécessitent cependant une analyse des paramètres pertinents et des mécanismes d'imprégnation. La compatibilité fibre/matrice (mouillage des fibres puis adhérence fibre/matrice) et la présentation des fibres de lin (état de division des faisceaux, degré de rouissage et état de surface des fibres, etc.) seront particulièrement à étudier.

Le cycle réel de température imposé aux rubans lors de la dépose par le procédé de placement de fibres automatisé (en tenant compte des empilements et de la configuration des stratifiés) doit également faire l'objet d'étude. L'objectif est ainsi d'optimiser les paramètres de drapage afin d'analyser leur influence sur les propriétés des constituants de la matière. En plus de la notion de dégradation des fibres de lin et de la matrice PP, il est possible de s'interroger sur l'évolution de la cristallisation du PP par exemple.

L'objectif de demain est de réaliser des pièces en composite thermoplastique avec une consolidation « in-situ » qui consiste à la réalisation d'un stratifié en un seul procédé comprenant la chauffe, la consolidation et le refroidissement sans étape de post-consolidation après le procédé de drapage. En effet, la post-consolidation est difficilement envisageable à des pressions importantes lors de la fabrication de pièces à matrice thermoplastique de formes complexes et de grandes dimensions.

# Conclusion générale

---

## **Conclusion sur l'influence des singularités gap et overlap sur les performances des matériaux composites**

Ce travail de recherche a été consacré à l'étude expérimentale de limites du procédé de placement de fibres automatisé. L'objectif principal a consisté en l'étude de l'influence des singularités gap et overlap. Les aspects matériaux, microstructure et propriétés mécaniques ont ainsi été observés et mesurés.

L'étude bibliographique a montré dans un premier temps que les matériaux composites, et notamment les matériaux hautes performances, prennent une place de plus en plus importante dans la réalisation de nombreuses applications structurelles. Des procédés innovants de drapage ont ainsi été développés pour répondre aux nouvelles exigences de qualité et de productivité. Le procédé de placement de fibres automatisé permet ainsi la réalisation de pièces de géométrie complexe, à simple ou double courbure, grâce à la dépose de rubans préimprégnés de faible largeur. Les contraintes liées à l'allègement des structures et la définition des trajectoires de drapage favorisent uniquement la dépose de la matière nécessaire à la réalisation de la pièce en composite. Ces contraintes entraînent cependant l'apparition de limites propres au procédé AFP appelées singularités. Les études présentées dans la littérature ont montré que l'optimisation des trajectoires de drapage peut permettre de limiter la présence de ces défauts. Leur nombre et leur localisation sont ainsi maîtrisés. Il reste cependant aujourd'hui des interrogations concernant leur influence sur les propriétés mécaniques des structures composites drapées par le procédé de placement de fibres automatisé.

### **Bilan des travaux**

Les travaux présentés dans ce manuscrit se sont principalement focalisés sur les singularités gap et overlap. Pour rappel, un gap correspond à un espacement entre deux rubans de préimprégné favorisant en théorie la création de zones riches en résine mais appauvries en fibres. Un overlap correspond quant à lui à un chevauchement entre deux rubans favorisant la création de zones appauvries en résine mais riches en fibres. Plusieurs configurations de ces singularités ont ainsi été étudiées. Tout d'abord un gap de référence, correspondant à l'écart

inter-bande imposé du fait des tolérances de la machine AFP afin d'éviter la création de surépaisseur au sein des stratifiés drapés. Des gaps de 3,175 mm et 6,35 mm ainsi qu'un overlap de 3,175 mm ont été introduits volontairement lors de la phase de drapage au sein des stratifiés afin de comprendre leur influence. Ces géométries de singularités ont été déterminées pour l'étude de situations critiques qui peuvent se produire au cours du drapage d'une pièce structurelle par AFP.

Le point le plus pertinent soulevé dans ces travaux est le rôle essentiel de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave de préimprégné à matrice thermodurcissable. La réalisation d'empilements différents, dans lesquels des singularités ont été introduites, ont permis de mettre en évidence une réorganisation de la microstructure grâce au mouvement de la matière (fibres et matrice). Dans le cas d'un empilement « extrême », où les singularités sont introduites les unes sur les autres dans 5 plis de même orientation, leur cicatrisation est complète en présence d'une contre plaque. En effet, la pression appliquée par celle-ci permet le mouvement de la matière. Lorsque les singularités sont introduites dans un empilement alterné, l'orientation des plis présents au-dessus et en dessous des singularités ne tolère pas un mouvement suffisant des rubans. L'espace riche en résine créé par la présence d'un gap ne peut ainsi être totalement cicatrisé mais une absence de porosités est constatée. L'homogénéisation de la matière, dans le cas de l'introduction d'un overlap, ne peut également être réalisée. Concernant l'empilement intermédiaire, dans lequel les singularités ont été introduites dans les deux plis centraux orientés à 90°, la présence d'une contre plaque ne permet pas la cicatrisation complète des singularités lorsque celles-ci sont de géométries importantes. Le Tableau VI. 1 résume l'ensemble des observations réalisées lors de l'analyse des microstructures des différentes configurations de stratifiés étudiées contenant un gap de 6,35 mm.

La présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave permet également de diminuer l'impact des singularités sur les propriétés dans le plan. En effet, les essais de traction, de compression et de cisaillement plan sont faiblement affectés par les géométries importantes des singularités. En l'absence d'une contre plaque lors de la mise en œuvre en autoclave, les variations des microstructures et les fluctuations d'épaisseurs des échantillons impactent grandement les propriétés étudiées. Dans le cas d'une sollicitation de traction, les zones de lacune et de chevauchement liées à la présence des singularités provoquent des désalignements des fibres ainsi que des modifications locales du taux volumique de fibres. Les propriétés mécaniques sont ainsi influencées. Lors des essais de compression, les fortes variations géométriques des éprouvettes liées à la présence des singularités provoquent très rapidement du

flambage. Il n'est donc pas possible de considérer ces essais comme de la compression « pure ». Enfin, dans le cas des propriétés en cisaillement plan, il n'y a pas de différences constatées entre les stratifiés polymérisés avec et sans contre plaque.

Dans le cas des propriétés hors plan, très peu étudiées jusqu'ici, la présence des singularités n'a pas d'influence significative sur les résultats obtenus en cisaillement interlaminaire ni en délaminage (mode I et II). En effet, dans le cas des essais de cisaillement interlaminaire réalisés en flexion 3 points sur appuis rapprochés, seule la configuration de l'empilement a un impact sur les propriétés. Les essais de délaminage ont cependant donné des tendances sur l'influence de la contre plaque lors de la cuisson en autoclave ce qui favorise la cohésion entre les plis. Des essais ont également été réalisés à l'échelle d'un élément de structure représenté par la sollicitation en flexion sous pression de plaques carbone-époxy. Les premiers essais n'ont pas permis de mettre en évidence l'influence des singularités du fait des conditions limites imposées sur la plaque lors du montage. Une amélioration de ces conditions favoriserait l'exploitation complète des résultats.

A partir des résultats observés sur les différentes configurations d'empilement, une question peut être posée : quelle est l'influence des singularités à l'échelle d'une structure complète en composite ? En effet, les essais présentés dans ces travaux ne traitent que de l'influence des singularités à l'échelle d'éprouvette et à celle d'une plaque. Pour approfondir la compréhension de ces défauts propres à la technologie AFP, il serait intéressant d'introduire des singularités au sein de pièces en 3 dimensions se rapprochant de structures réelles drapées par le procédé de placement de fibres automatisé. Une comparaison pourrait être réalisée entre ces deux échelles de stratifiés. Des interrogations peuvent cependant être soulevées sur les méthodes de caractérisation et les montages spécifiques pouvant être mis en place. La sollicitation d'un panneau de fuselage par exemple, avec une instrumentation locale et globale, pourrait permettre de combiner les singularités gap et overlap mais également de combiner du steering avec de la sectorisation.

Sur la base des premières investigations, il est également possible de mettre en évidence un aspect matériau très important. En effet, les premiers stratifiés drapés avec le procédé de placement de fibres automatisé avec des rubans laissés dans le cantre de la machine ont montré la présence de porosités malgré la présence d'une contre plaque lors de la cuisson en autoclave. Les rubans laissés 30 jours sous atmosphère contrôlée (les rubans étant refroidis lors de leur stockage dans le cantre) ont repris de l'humidité au sein de la matrice favorisant l'apparition de

porosités. Cet aspect matériau est également présent lors de la réalisation de trajectoires courbes en fonction, en outre, du rayon de courbure. Les résultats n'ont pas été présentés dans ce manuscrit de thèse mais ils sont illustrés dans l'Annexe n°2. Différents rayons de steering de 800 mm à 2000 mm ont été drapés. Un seul ruban a été drapé à chaque dépose, celui-ci étant placé au centre du rouleau de compactage. Les défauts induits par le steering ont ainsi été comparés en fonction du rayon de courbure imposé au ruban. Plus le rayon est petit plus les défauts sont importants et fréquents. Les rubans de préimprégnés carbone-époxy sont ainsi influencés en fonction des contraintes qui leur sont imposées. Ces essais ont également mis en évidence une relaxation de la matière au cours du temps après la phase de drapage. Une évolution des défauts est donc constatée.

Les essais présentés ici ont permis de développer une méthodologie permettant d'observer et de quantifier la conséquence des singularités sur la morphologie et la microstructure d'empilements ainsi que sur leurs propriétés mécaniques. Mais que se passerait-il si l'étude des singularités était réalisée non plus sur des préimprégnés à matrice thermodurcissable mais sur des préimprégnés à matrice thermoplastique ? Les phénomènes de cicatrization seront-ils de même nature ? La mise en œuvre doit être en effet abordée en tenant compte des couplages thermo-hygro-mécaniques.

## **Perspectives**

Pour poursuivre l'analyse de l'influence des singularités, il serait également intéressant de réaliser des études numériques permettant de modéliser localement l'influence des singularités. Quelques études de ce type existent [77] mais peu de comparaisons essais-calculs. Il faut également prendre en compte les phénomènes de mouvement de la matière et des variations locales de fraction volumique ainsi que des défauts d'alignement de fibres lors de ces études. Il devrait également être envisagé de déterminer l'influence des singularités sur le comportement à long terme. En effet, une interrogation réside sur l'endommagement des structures avec ces défauts qui peuvent se propager.

La connaissance de l'influence des singularités peut permettre l'ouverture de nouvelles voies d'optimisation pour la conception des pièces structurales en composite. De nouvelles trajectoires de drapage pourront être développées permettant un allègement supplémentaire des structures par exemple. Des contraintes moins strictes de fabrication et de dimensionnement peuvent également être envisagées dans le cahier des charges des constructeurs aéronautiques. En effet, le drapage ne reste qu'une étape dans le processus de fabrication d'une pièce

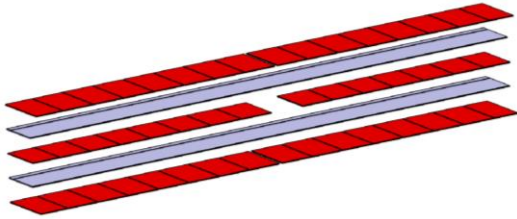
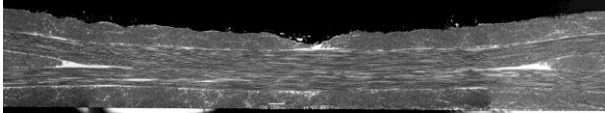
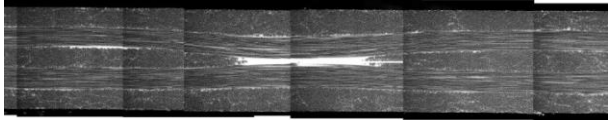
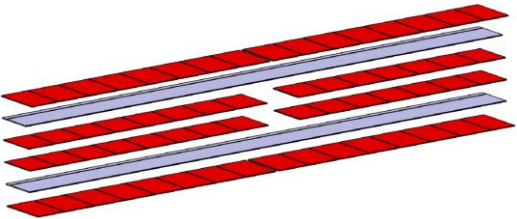
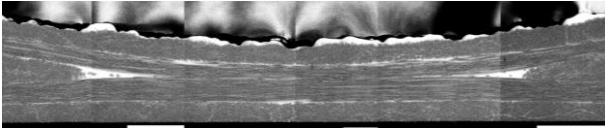
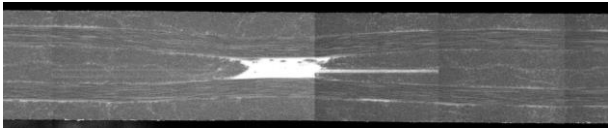
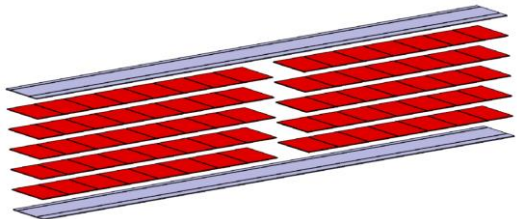
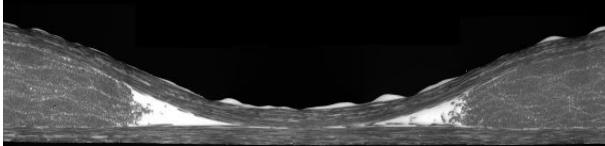
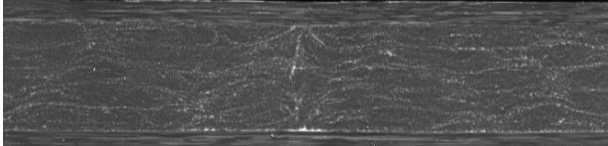


composite. En fonction des conditions de mise en œuvre après la phase de drapage, l'introduction des singularités peut être ou non acceptable. Les règles d'abattement pourront ainsi être adaptées en fonction de la géométrie des pièces fabriquées. Ce phénomène reste cependant limité dans le cas de la réalisation de pièces de structures à géométrie complexe. En effet, la présence d'une contre plaque est aujourd'hui non envisageable sur des pièces de géométries très complexes demandant des pressions de compactage importantes.

D'un point de vue des fabricants des robots de drapage, la conception des machines avec des contraintes moins importantes peut être envisagée. Une augmentation de la taille des filières de drapage ou des éléments de guidage, qui jusqu'à présent permettaient d'éviter une superposition locale des rubans (overlap), peut ainsi faciliter la dépose. Le développement de machines plus rapides avec des cadences de production adaptées à de nouveaux domaines de fabrication peut donc être examiné. En effet, aujourd'hui les cadences de production avec le procédé de placement de fibres automatisé sont généralement de 26 Kg à l'heure. Or, dans le domaine de l'éolien par exemple, les cadences de production sont de l'ordre de 350 Kg à l'heure (fabrication des pales d'éolienne par imprégnation des fibres par infusion). L'objectif étant à terme de déposer une 1 tonne de matière à l'heure, ceci implique sans doute de faire évoluer fortement la masse linéique des rubans.

La connaissance des singularités peut favoriser le développement de nouveaux rubans avec des tolérances moins sévères. En effet, l'inconvénient actuel de l'AFP est le coût de la matière première refendue qui est de 30% supérieur à la nappe mère traditionnellement utilisée pour un drapage manuel par exemple. Le développement de « towpreg », directement calibré aux bonnes dimensions par calandrage, est aujourd'hui une perspective intéressante. En travaillant avec un formulateur de polymère et un imprégneur, il peut être également possible d'optimiser la phase de dépose des rubans en fonction des paramètres de drapage tels que la température, l'effort sur le rouleau de compactage, la vitesse de dépose, etc.

Le procédé de placement de fibres automatisé a un avenir prometteur mais cette technologie devra évoluer pour répondre favorablement à des demandes de nouveaux secteurs industriels comme l'éolien, l'automobile et la construction navale.

Configuration de l'empilement	Cuisson en autoclave - Sans CP	Cuisson en autoclave - Avec CP
$[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$ 		 Cicatrisation partielle de la singularité
$[90^\circ/0^\circ/90^\circ_2/0^\circ/90^\circ]$ 		 Cicatrisation presque complète de la singularité
$[0^\circ/90^\circ_3/0^\circ]$ 		 Cicatrisation totale de la singularité

**Tableau VI. 1**– Tableau récapitulatif des microstructures des différentes configurations de stratifiés étudiées contenant un gap de 6,35 mm

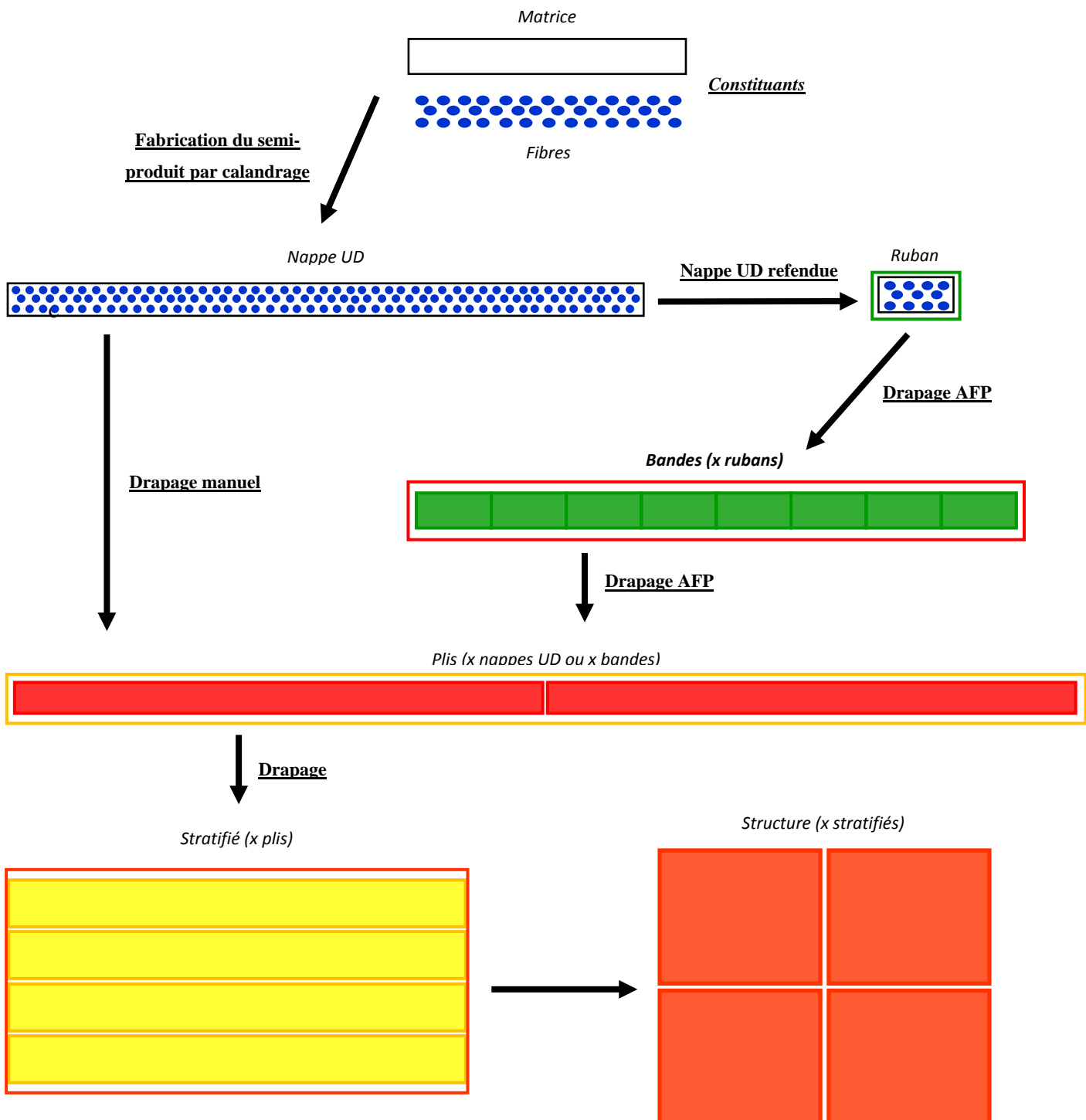
## **Conclusion et perspectives sur la mise en œuvre de biocomposites par le procédé AFP**

Après plusieurs essais et échecs, les biocomposites PP/Lin ont été mis en œuvre de manière satisfaisante par le procédé de placement de fibres automatisé pour la première fois. Les fibres de lin, constituées de polysaccharides, présentent une tenue en température limitée. La matrice thermoplastique impose quant à elle l'usage d'une source locale de chaleur, un laser dans notre cas, pour mettre en fusion le polymère.

La tolérance des fibres de lin aux cycles thermo-mécaniques est le principal résultat de ces travaux. Il sera nécessaire demain d'optimiser la matrice, les interfaces fibres/matrice et l'imprégnation des rubans. L'objectif à terme est ainsi de supprimer l'étape de post-consolidation. Une étude économique sur les coûts de la matière première et du process est aussi à envisager pour trouver des débouchés aux biocomposites.



## Annexe n°1 – Représentation schématique des différentes échelles abordées dans le cadre de ces travaux



## **Annexe n°2 - Etude expérimentale de l'influence du rayon de courbure sur des stratifiés carbone-époxy mis en œuvre par AFP**

Dans le cadre des travaux présentés dans ce manuscrit de thèse, seule l'influence des singularités gap et overlap a été abordée. Les phénomènes de steering, évoqués dans la revue bibliographique, ont cependant démontré une influence non négligeable des rayons de courbure imposés lors de la phase de drapage sur la création de défauts au sein des rubans de préimprégné. Il existe en effet une différence de comportement entre un ruban « théoriquement » déposé à la surface de l'outillage, lors de la simulation de trajectoire de drapage, avec un ruban réellement drapé en fonction du rayon de courbure qui lui est imposé. Un manque de connaissance relatif aux défauts induits est constaté sur l'abattement des propriétés mécaniques. Cette annexe présente ainsi une première approche permettant d'étudier l'influence de la présence de steering sur les propriétés de stratifiés carbone-époxy.

Cette étude se décompose en trois parties. La première est consacrée aux drapages de rubans de différents rayons permettant de déterminer une relation entre l'angle de courbure imposé et la répétabilité de l'apparition de défauts sur leur surface. Une méthodologie d'inspection laser en 3 dimensions a ainsi été mise en place. Des essais mécaniques ont ensuite été effectués sur des éprouvettes contenant des défauts de steering afin de déterminer leur impact sur les propriétés mécaniques. Enfin, une analyse de la morphologie de plaque contenant du steering a été réalisée à travers l'observation des microstructures des défauts.

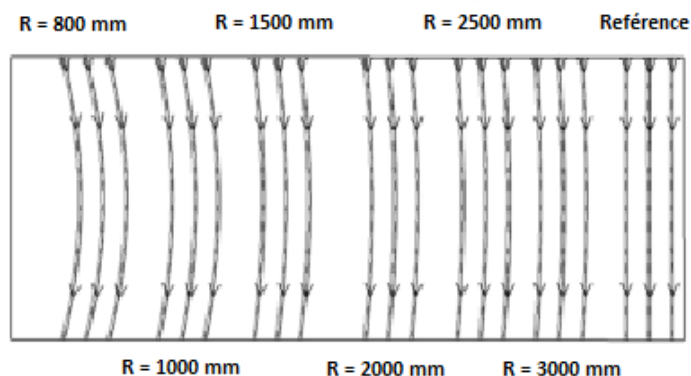
### **Influence du rayon de courbure sur l'apparition des défauts**

#### ***- Détermination des rayons de courbure étudiés et des conditions de drapage***

Afin de mettre en évidence l'influence du rayon de courbure sur l'apparition de défauts générés par le procédé de placement de fibres automatisé, plusieurs configurations de trajectoires de drapage ont été réalisées. Les rayons de courbure sont alors définis à : 3000 mm - 2500 mm – 2000 mm – 1500 mm – 1000 mm et 800 mm (Figure VII. 1). A chaque drapage, 3 rubans de même rayon sont drapés dans le but d'analyser la répétabilité des défauts. Ces différentes configurations de drapage seront également comparées avec des rubans de référence déposés sur une trajectoire rectiligne dans les mêmes conditions.

Un seul ruban est déposé à chaque fois. Celui-ci est systématiquement placé au centre du rouleau de compactage afin de suivre la trajectoire qui est au plus proche du rayon de courbure défini. Il existe en effet une influence de la position des rubans sur le rouleau. Lorsqu'ils sont

placés sur la partie extérieure du rouleau, les rubans subissent un effort de traction plus important favorisant l'apparition de décollements. A l'inverse, lorsqu'ils sont placés à l'intérieur de la trajectoire de drapage, les rubans auront tendance à être comprimés favorisant la création d'ondulations. Ces observations ont été constatées lors de précédents essais de drapage qui ne seront pas présentés dans cette étude.



**Figure VII. 1** - Trajectoires de drapage des différents rayons de courbure étudiés

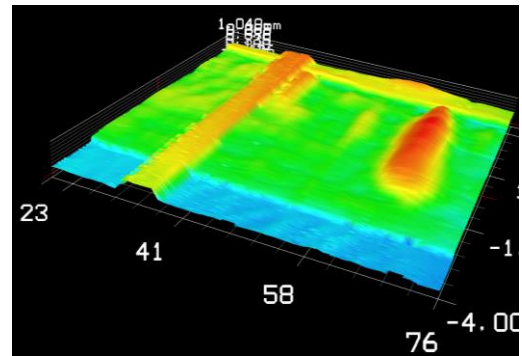
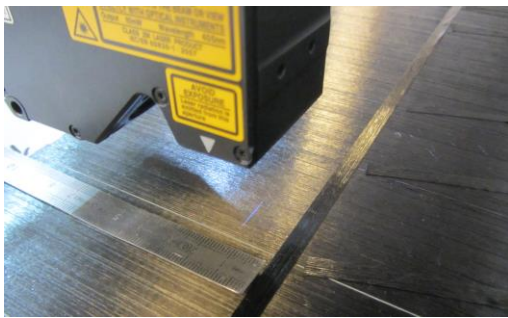
La distance de dépose des rubans à quant à elle été calculée afin que la lampe infrarouge et le rouleau de compactage ne viennent pas altérer les rubans précédemment déposés.

Les conditions de drapage des rubans sont identiques à celles présentées dans le Chapitre II. Une force de compactage du rouleau de 500 N est ainsi utilisée. La vitesse de dépose des rubans a quant à elle été fixée à 0,2 m/s [57]. La distance de drapage a été définie à 500 mm pour permettre une observation de l'apparition des défauts sur une longueur suffisante. La distance de dépose entre des rubans été calculée afin que la température de chauffe imposée par la lampe infrarouge et le rouleau de compactage ne viennent pas altérer les rubans précédemment déposés.

Pour permettre une adhésion suffisante lors de la dépose du premier pli, un film de téflon Wrightlon 5200 fourni par Airtech®, maintenu par le vide, a été déposé à la surface de la zone de drapage (marbre en aluminium). Des essais réalisés par Beakou et al. [55] ont en effet montré qu'un premier pli d'accroche de même nature de matériau est nécessaire pour éviter un décollement quasi systématique des rubans incurvés lors de la dépose. Un pli d'accroche composé de rubans unidirectionnels orientés à 0° a donc été drapé à la surface de la table de drapage.

- Méthodologie pour l'inspection des défauts à la surface des rubans

Dans le but d'observer la présence de défauts et permettre d'en déterminer la nature et leur géométrie à la surface des rubans drapés, un profilomètre KEYENCE LJ-V 7020 placé sur la tête de dépose a été utilisé (Figure VII. 2 (i)). C'est un outil d'inspection non destructif [182]. Il donne ainsi à intervalles réguliers la hauteur d'un profil en 2 dimensions grâce à un laser bleu de catégorie 2 de courte longueur d'onde (405 nm), illustré Figure VII. 2 (ii). Cette technique permet d'obtenir à la fin de l'inspection de la surface une cartographie en 3 dimensions d'une surface par rapport à un plan de référence (Figure VII. 2 (iii)).



**Figure VII. 2** - (i) Mesure de la surface d'un ruban par le profilomètre (celui étant monté directement sur la tête de placement de fibre automatisé) ; (ii) Exemple de cartographie 3 D obtenue après la mesure du profilomètre

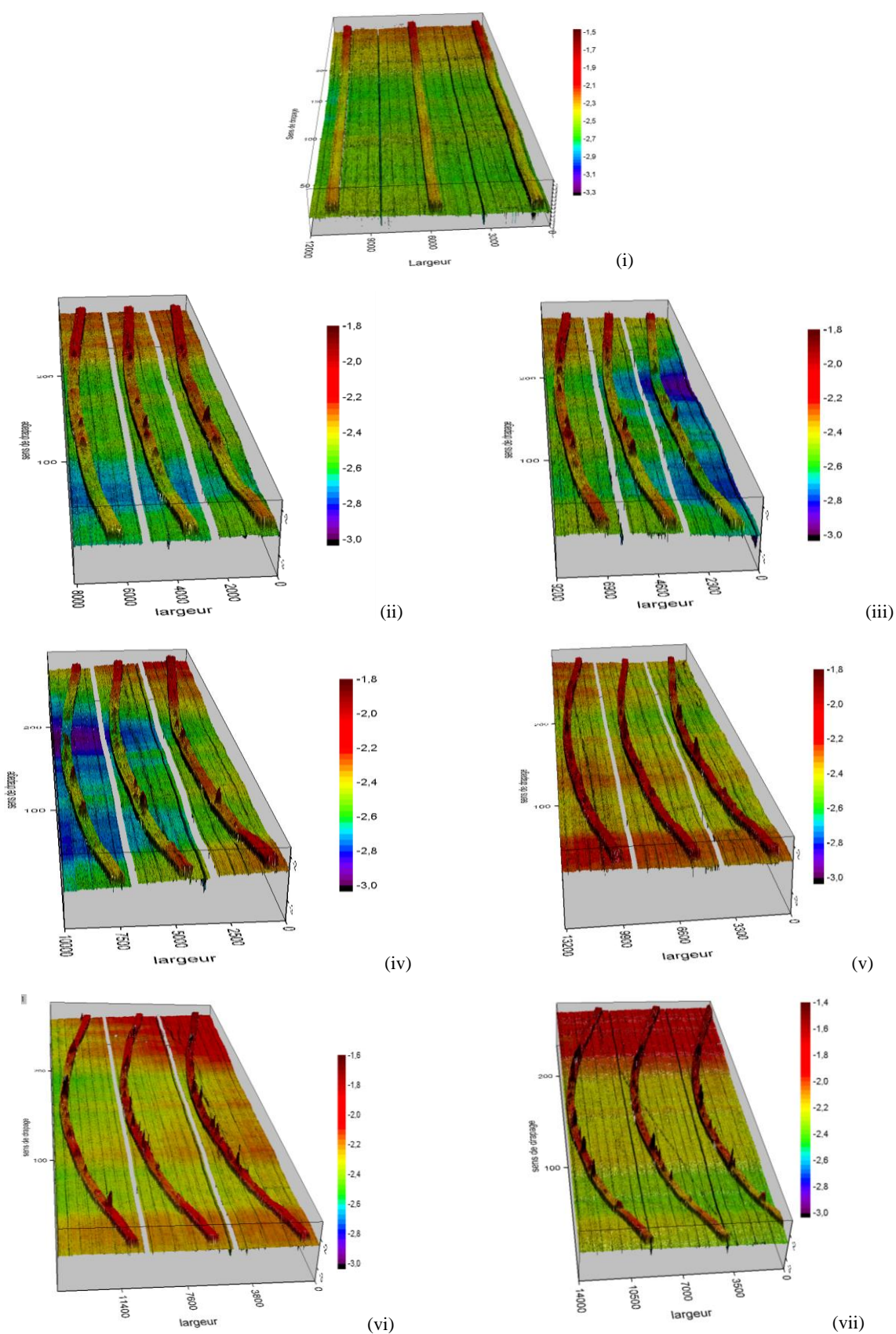
Plusieurs passages du profilomètre sont nécessaires pour reconstruire la totalité des rubans. Les données issues du profilomètre sont ensuite traitées avec un le logiciel Origin afin d'obtenir une reconstruction des surfaces observées.

- Observation des défauts à la surface des rubans de préimprégnés

La Figure VII. 3 illustre les cartographies des rubans pour l'ensemble des rayons de courbes étudié ainsi que pour les rubans de référence. La modélisation des surfaces drapées permet d'observer le premier pli d'accroche orienté à  $0^\circ$  ainsi que les 3 rubans du même rayon de courbure pour chaque configuration étudiée.

L'analyse de ces cartographies permet de mettre en évidence une augmentation de la taille des défauts présents à la surface des rubans ainsi qu'une augmentation du nombre de défauts avec la diminution du rayon de courbure. En étudiant chaque rayon de courbure, il est constaté que les défauts ne sont pas localisés systématiquement à la même distance sur le ruban mais une tendance est cependant observée.





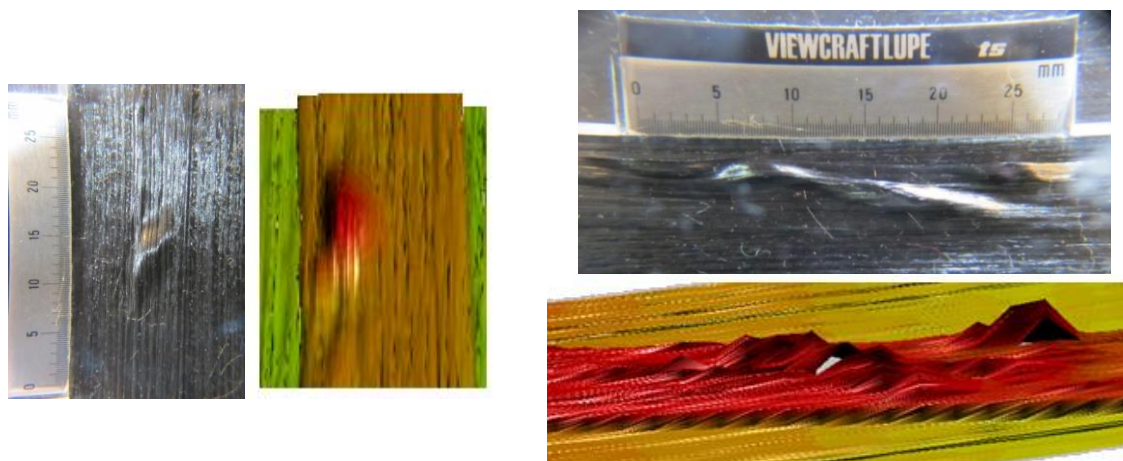
**Figure VII. 3** - Modélisation des rubans pour les rayons de courbure étudiés : (i) Configuration de référence sans rayon de courbure ; (ii) Rayon de courbure de 3000 mm ; (iii) Rayon de courbure de 2500 mm ; (iv) Rayon de courbure de 2000 mm ; (v) Rayon de courbure de 1500 mm ; (vi) Rayon de courbure de 1000 mm ; (vii) Rayon de courbure de 800 mm

A partir de l'observation des rubans au profilomètre, il est possible de réaliser une analyse permettant de déterminer le nombre de défauts présents sur les rubans. Pour avoir une idée du nombre de défauts, des mesures ont été effectuées pour 3 rayons de courbure de 3000 mm, 2000 mm et 1000 mm. Afin de déterminer la reproductibilité de l'apparition de ces défauts, 3 rubans de rayons ont été systématiquement observés. Seuls les défauts supérieurs à 0,05 mm par rapport à l'épaisseur moyenne des rubans de références ont été comptabilisés. Le nombre de défauts pour l'ensemble des rayons étudiés sont regroupées dans le Tableau VII. 1. Comme constaté sur les cartographies présentées sur la Figure VII. 3, plus le rayon de courbure augmente, plus le nombre de défauts diminue.

Rayon de courbure	Nombre de défauts
<i>1000 _ 1</i>	140
<i>1000 _ 2</i>	120
<i>1000 _ 3</i>	124
<i>2000 _ 1</i>	37
<i>2000 _ 2</i>	33
<i>2000 _ 3</i>	20
<i>3000 _ 1</i>	20
<i>3000 _ 2</i>	15
<i>3000 _ 3</i>	12
<i>Référence _ 1</i>	20
<i>Référence _ 2</i>	16
<i>Référence _ 3</i>	29

**Tableau VII. 1** – Détermination du nombre de défauts après l'étape de drapage pour les rayons de courbure de 1000 mm, 2000 mm, 3000 mm et le rayon de référence

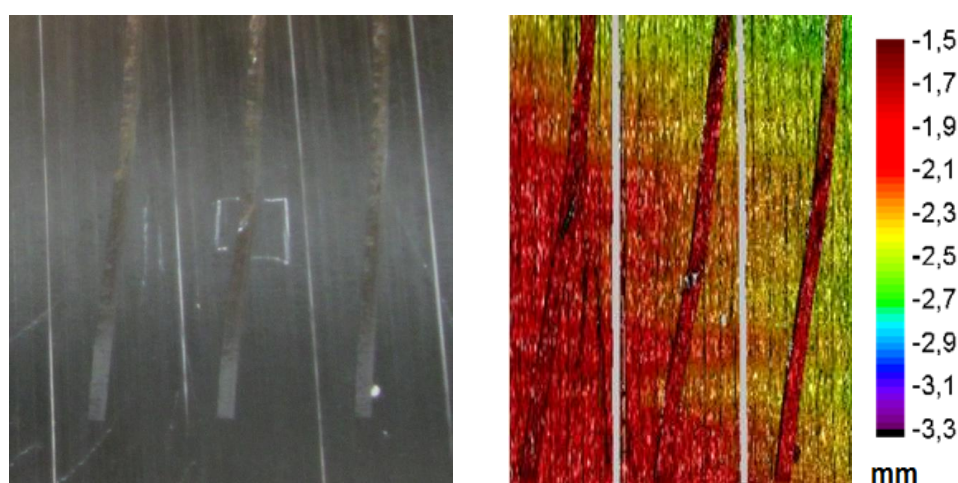
L'observation visuelle des rubans a permis de mettre en évidence différentes configurations de défauts. En effet, des plissements des rubans ou des décollements sont visibles sur leurs bords intérieur ou extérieur. Des « bulles », sont également constatées au milieu des rubans. A partir des cartographies réalisées et des observations visuelles sur les rubans, il est possible d'effectuer une corrélation entre les défauts réels et les données obtenues avec le profilomètre. La Figure VII. 4 illustre l'exemple de deux défauts observés à la surface des rubans ainsi que les profils 3D obtenus avec le profilomètre.



**Figure VII. 4** - Photographie des défauts présents à la surface des rubans et les modélisations correspondantes

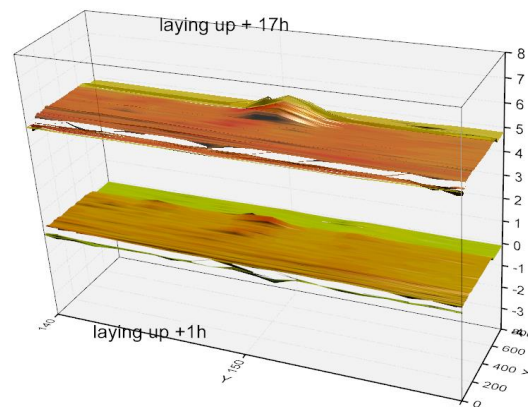
Pour aller plus loin dans cette première étude et afin de caractériser les défauts, il serait nécessaire de déterminer précisément leur nature ainsi que leur dimension réelle. Une comparaison pourra ainsi être réalisée entre les différents rayons de courbure analysés afin de montrer une évolution ou non de ces défauts en fonction du steering appliqué. Une analyse de la fréquence des défauts pourrait être réalisée pour approfondir cette première étude.

Un phénomène évoqué dans la littérature a également été observé dans la zone de fin de drapage des rubans. En effet, un désalignement des rubans par rapport à leur trajectoire d'origine est constaté du fait de leur découpe. Les rubans, n'étant plus guidés, tendent à retrouver leur trajectoire naturelle c'est-à-dire parallèle au sens des fibres unidirectionnelles du fait du relâchement des contraintes qui lui sont imposées. Ce phénomène est illustré sur la Figure VII. 5.



**Figure VII. 5** - Observation du phénomène de désalignement lors de la coupe des rubans

L'observation de l'évolution au cours du temps d'un défaut localisé au milieu d'un ruban a été réalisée. Une comparaison peut donc être effectuée entre le défaut présent après la phase de drapage (à un temps  $T$ ) et le défaut présent à un temps  $T + \Delta t$ . Dans le cas de ces travaux, un premier passage du profilomètre a été réalisé juste après le drapage d'un ruban puis 17h après. Le ruban est resté au sein de l'atelier de drapage à température ambiante avec un degré d'humidité de la pièce de 50%. Les observations réalisées sur ce ruban ont mis en évidence un aspect matériau non négligeable. En effet, le préimprégné carbone-époxy utilisé pour le drapage évolue au cours du temps et de son environnement. Ce phénomène est cependant peu réaliste car les plis contenant du steering sont généralement recouverts avec un autre pli après leur drapage favorisant ainsi le compactage du défaut.



**Figure VII. 6** - Effet de relaxation dans le temps d'un défaut présent au milieu d'un ruban avec un rayon de steering de 1000 mm

Cette première partie de l'étude a permis la mise en place d'une méthodologie permettant de localiser les défauts au sein des rubans mettant ainsi en évidence un paramètre matériau très important en fonction des rayons de courbure qui sont appliqués sur les rubans.

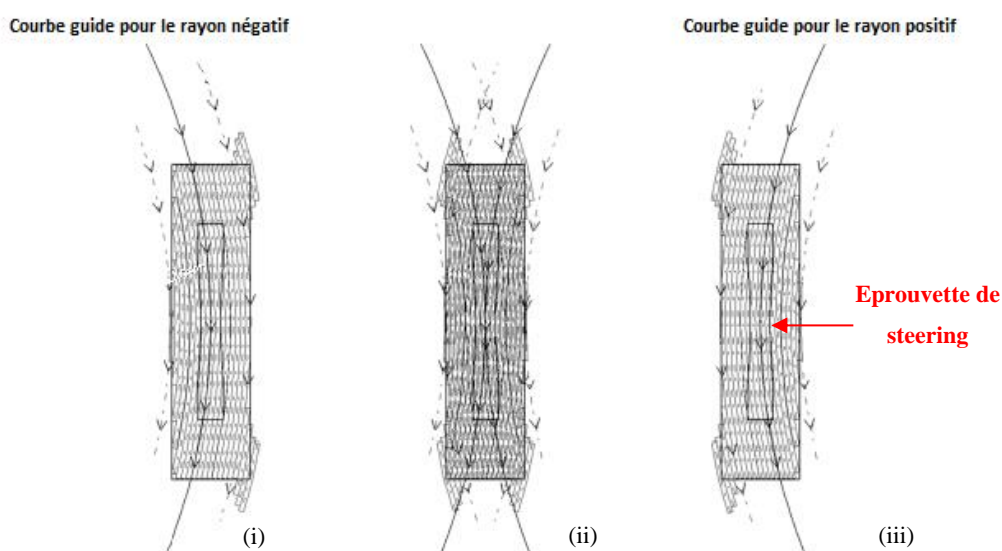
### Essais de traction sur des éprouvettes contenant du steering

Pour aller plus loin dans l'étude sur l'influence des défauts créés par la présence de steering au sein de stratifiés composite carbone-époxy, des essais de traction ont été envisagés.

Des plaques de 16 plis ont été drapées en suivant une trajectoire courbe correspondant au rayon de courbure souhaité. Les rayons de courbure de 1500 mm et 2000 mm ont ainsi été étudiés. Afin d'obtenir un empilement symétrique et équilibré, le drapage a été effectué selon deux courbes guides de même rayon mais symétriquement inversées (Figure VII. 7). Une plaque par

épreuve a dû être réalisée afin de tester systématiquement le même rayon de courbure dans le but de comparer les résultats obtenus.

Les éprouvettes ont ensuite été polymérisées en autoclave suivant le cycle de mise en œuvre préconisé dans le Chapitre II de ce mémoire. Les travaux présentés dans cette thèse ont montré l'influence indiscutable de la contre plaque sur l'organisation de la microstructure au sein des stratifiés drapés avec le procédé AFP. Une cuisson en autoclave a donc été réalisée avec et sans contre plaque. Les éprouvettes ont été découpées à l'aide d'une machine de découpe jet d'eau. Une forme particulière des éprouvettes a ainsi été utilisée. En effet, pour mesurer l'influence du rayon de courbure imposé, les découpes ont été réalisées en fonction de ceux-ci. Une section réduite a également été imposée au centre des éprouvettes afin de favoriser la rupture.



**Figure VII. 7** - Définition des trajectoires de drapage pour les plaques contenant du steering :

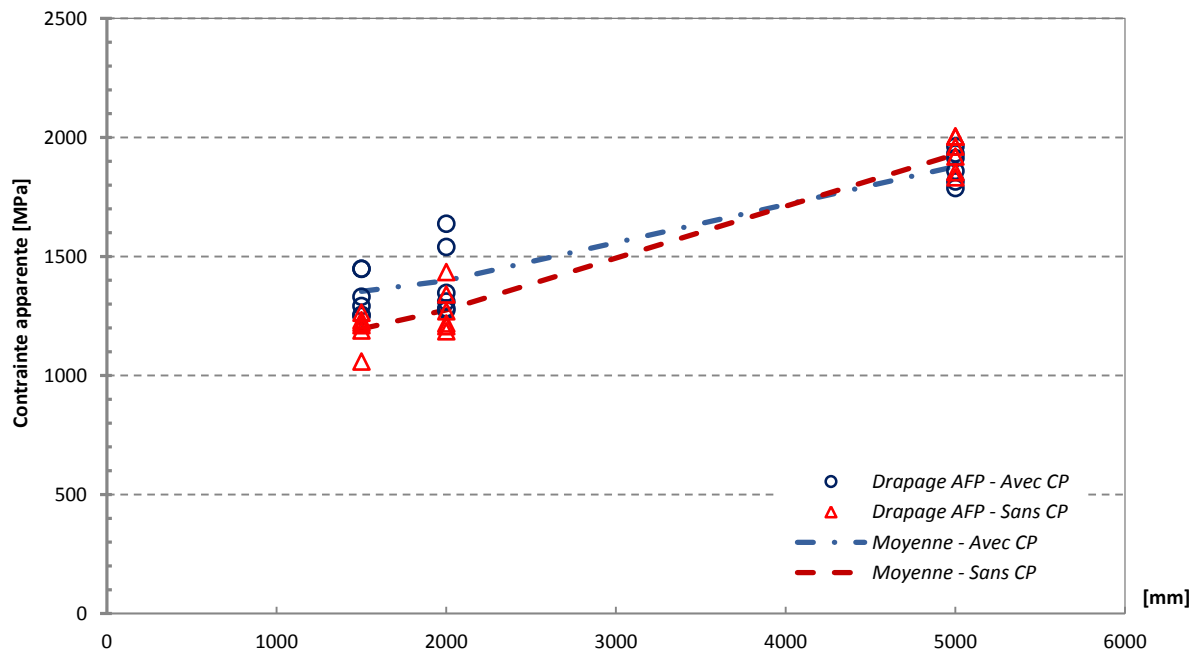
(i) Drapage du rayon négatif de l'empilement ; (ii) Empilement équilibré ; (iii) Drapage du rayon positif de l'empilement

Pour observer l'abatement des propriétés mécaniques entre un stratifié comportant du steering et un stratifié avec des trajectoires de drapage unidirectionnelle, des plaques de références composées uniquement de 16 plis unidirectionnels à  $0^\circ$ , d'empilement  $[0^\circ_{16}]$ , ont également été drapées avec le procédé de placement de fibres automatisé. Ces plaques ont ensuite été polymérisées en autoclave en respectant les mêmes conditions de mise en œuvre que les plaques contenant du steering.

Les conditions d'essais de sollicitation en traction sont détaillées dans le Chapitre II.

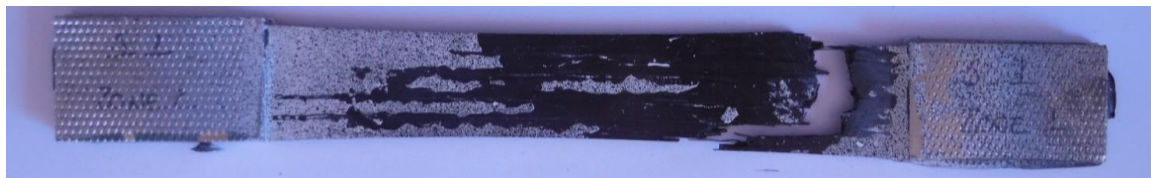


La Figure VII. 8 illustre les courbes contrainte-déformation issues des essais de traction pour les échantillons contenant un rayon de courbure de 1500 et 2000 mm polymérisés avec et sans contre plaque ainsi que pour les éprouvettes de référence. Pour faciliter la comparaison des propriétés, les données obtenues pour les éprouvettes de référence sont notées pour un rayon de 5000 mm. En réalité, le rayon de courbure est infini car les rubans déposés ont suivi une trajectoire rectiligne. Une diminution de la résistance à la rupture de 24,4 % et 27,7 %, respectivement pour les éprouvettes contenant des rayons de 2000 et 1500 mm est constatée par rapport aux éprouvettes de référence. La présence d'un rayon de steering dans cette configuration d'empilement et pour cette sollicitation en traction a donc un impact sur les propriétés mécaniques déterminées. Une petite différence entre les éprouvettes polymérisées avec et sans contre plaque est également visible.



**Figure VII. 8** - Variation de la contrainte à la rupture apparente des stratifiés en fonction des rayons de courbure et de la polymérisation réalisée sans et avec contre plaque

Il est cependant important d'interpréter ces résultats avec précaution. En effet, malgré la géométrie des éprouvettes, conçues pour générer une concentration de contrainte dans leur partie centrale (diminution de leur section), celles-ci ont rompu à proximités des talons (Figure VII. 9).



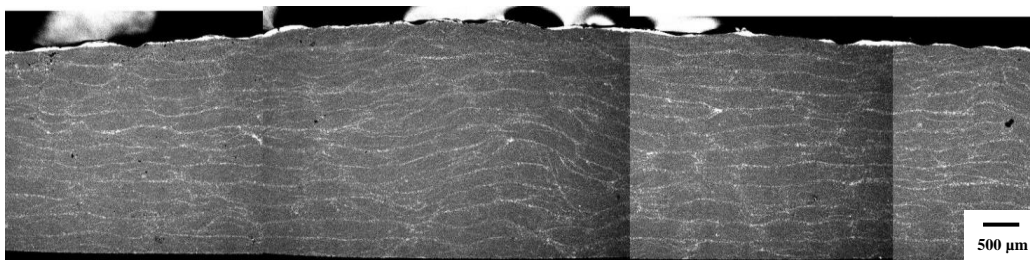
**Figure VII. 9** - Faciès de rupture d'une éprouvette contenant un rayon de courbure de 1000 mm

La faible déviation angulaire (respectivement mesurée à  $2,219^\circ$  et  $1,815^\circ$  pour les rayons de courbure de 1500 mm et 2000 mm) présente dans cette partie des éprouvettes a donc une conséquence plus néfaste que la présence de défauts liés au steering.

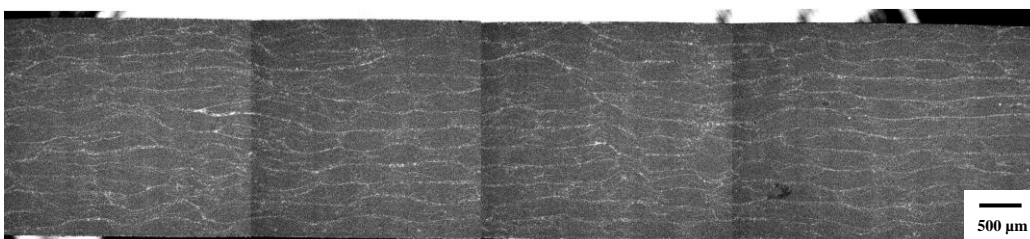
### Observation de la microstructure des défauts

Suite aux essais de traction, des observations au microscope électronique à balayage ont été réalisées au centre des éprouvettes afin d'observer les défauts. Celles-ci sont illustrées sur la Figure VII. 10 pour un défaut de type ondulation au sein d'un échantillon avec un rayon de steering de 1500 mm. Des perturbations importantes de la microstructure sont visibles. En effet, la présence d'ondulations suite à la phase de drapage entraîne des désalignements locaux des fibres. Ces fortes variations de géométrie, accentuées ou non lors de la cuisson en autoclave, du fait de la présence ou de l'absence de la contre plaque, entraînent également des variations d'épaisseur importantes pouvant par la suite impacter les propriétés mécaniques.

(i) *Drapage AFP – Sans CP – Rayon de courbure de 1500 mm*



(ii) *Drapage AFP – Avec CP – Rayon de courbure de 1500 mm*



**Figure VII. 10** - Microstructure des stratifiés au centre des éprouvettes fabriquées à partir d'un rayon de courbure de 1500 mm : (i) polymérisation sans contre plaque ; (ii) polymérisation avec une contre

### **Perspectives pour l'étude de l'influence du rayon de courbure**

Les premiers essais réalisés pour quantifier l'influence du rayon de courbure ont permis de mettre en place une méthodologie d'inspection des défauts après drapage. Une étape d'analyse est cependant nécessaire pour déterminer et caractériser les dimensions de chaque défaut en fonction de sa nature. Les premières conclusions permettent cependant de mettre en évidence un aspect matériau important. En effet, l'évolution du tack de la matière au cours du drapage peut changer et favoriser ou non le décollement des rubans entraînant la formation d'ondulations.

De nombreux points restent encore à aborder afin de comprendre complètement cette influence du rayon de courbure. Dans un premier temps il serait intéressant de s'intéresser à l'influence de la dépose et du contact entre les rubans. En effet dans cette étude, un seul ruban a été drapé à chaque fois afin de permettre de donner des caractéristiques des défauts observés. Mais que se passerait-il si 8 rubans sont déposés simultanément ? La formation des défauts peut être ainsi influencée par le contact entre les rubans limitant ainsi le décollement de deux rubans voisins.

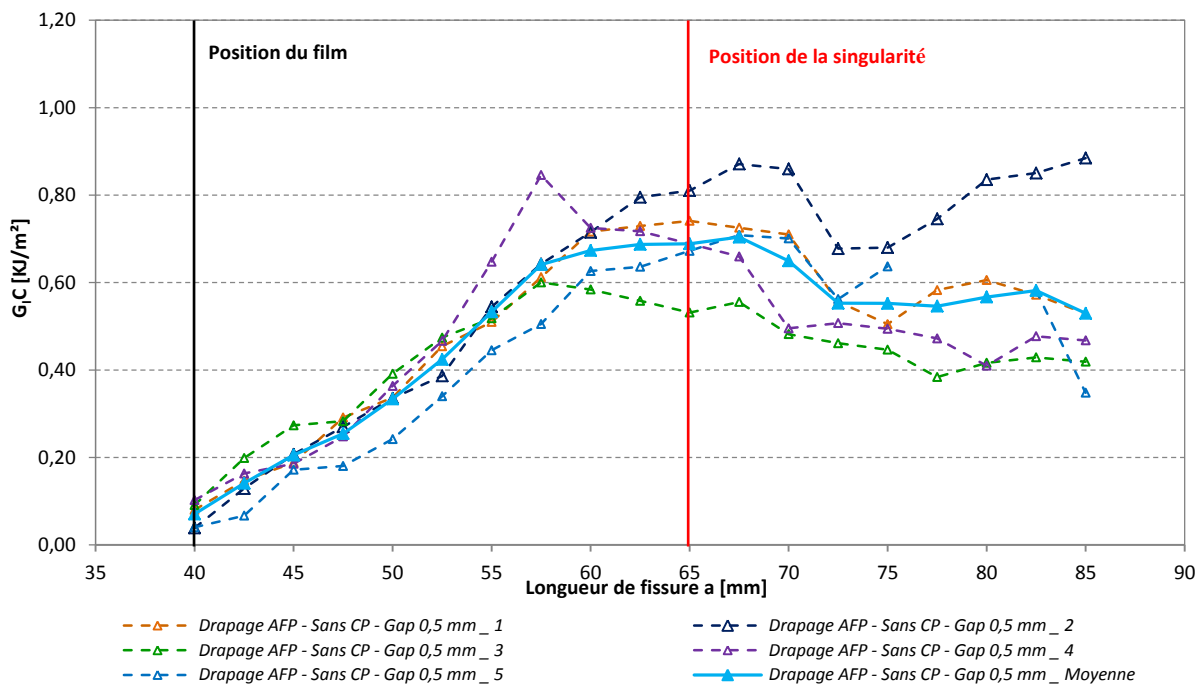
Les paramètres de drapage seront également à étudier afin de quantifier leur influence sur la création des défauts. Une liste exhaustive de paramètres peut ainsi être évoquée : pression de la force de compactage du rouleau lors de la dépose des rubans, vitesse de drapage, température de chauffage de la matière, etc...



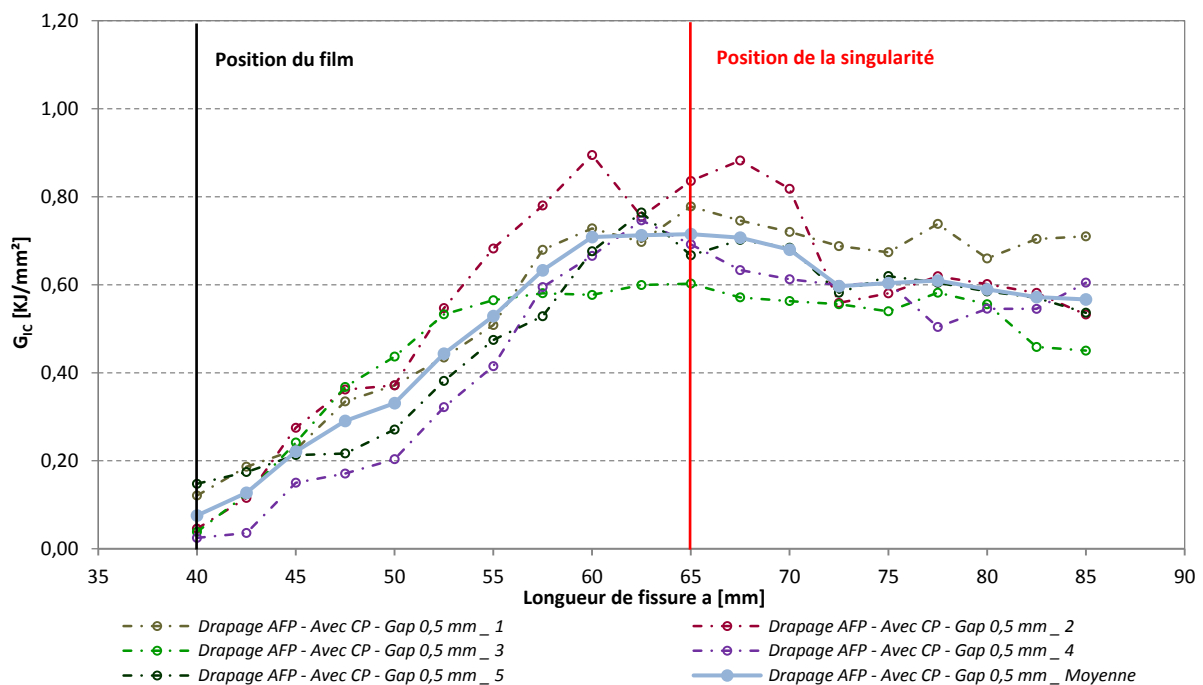
### **Annexe n°3 - Courbes des essais de délaminage en mode I pour l'ensemble des singularités gap et overlap étudiées**

Cette annexe illustre l'ensemble des courbes obtenues pour la sollicitation de délaminage en mode I des différentes singularités introduites au sein des stratifiés carbone-époxy drapés par le procédé de placement de fibres automatisé. Les conclusions tirées de l'exploitation de ces courbes sont réalisées dans le Chapitre IV.

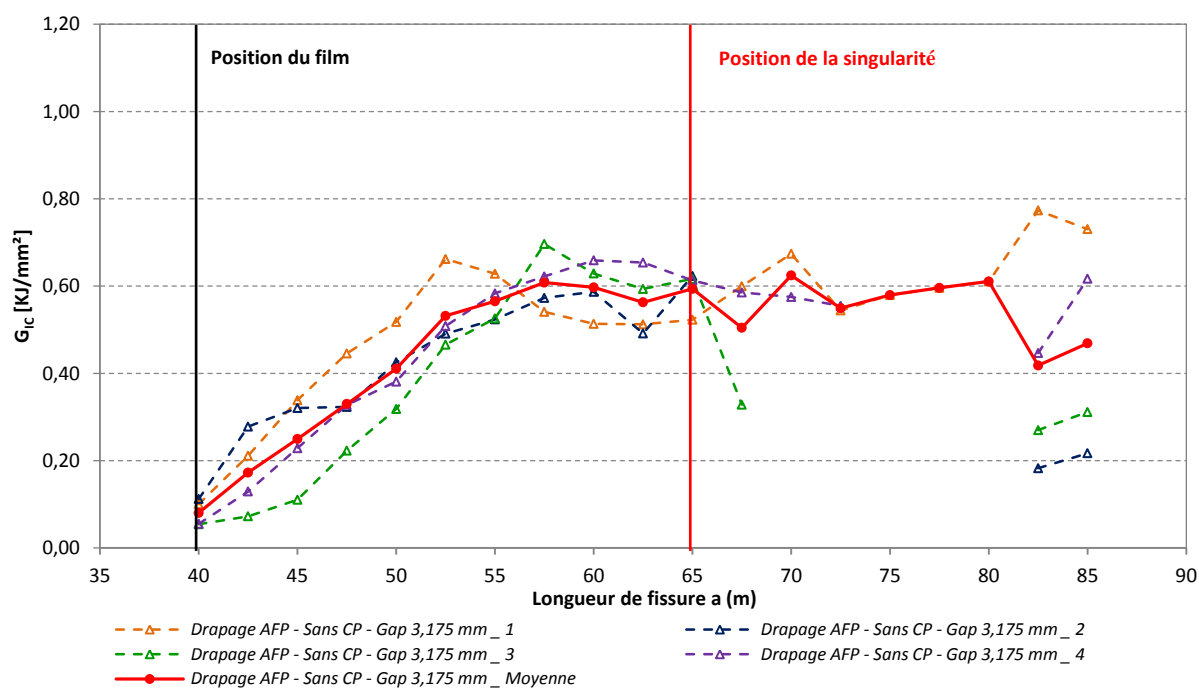
Remarque : Des points manquants peuvent apparaître sur certaines courbes lors de la sollicitation de délaminage en Mode I. Ce phénomène est lié à l'absence de points de mesure du fait d'une rapide propagation de la fissure qui n'a pu être analysée sur les photos prises au cours des essais.



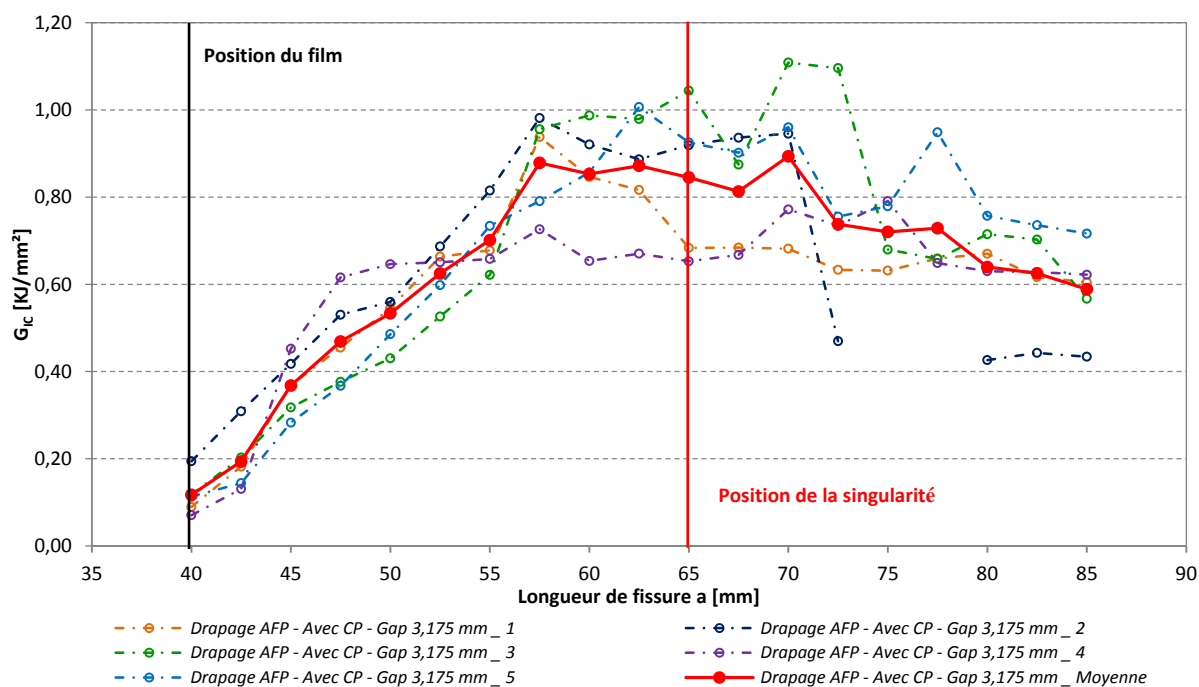
**Figure VII. 11** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de références (gap 0,5 mm) sollicitées en Mode I polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



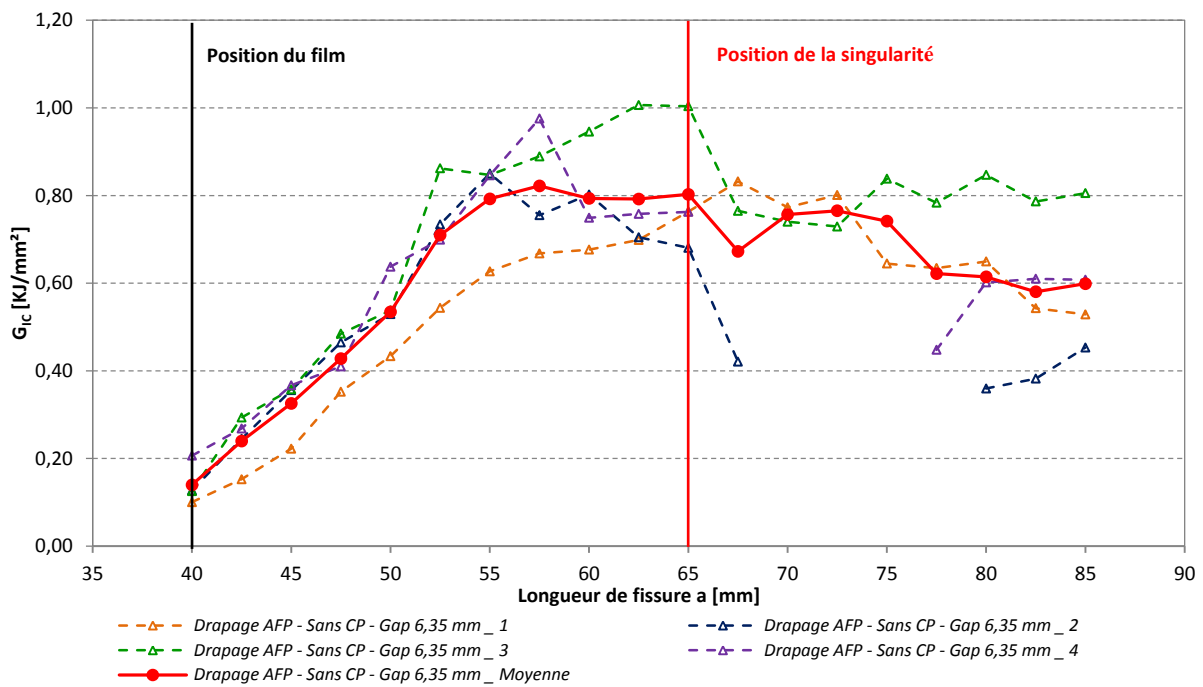
**Figure VII. 12** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de références (gap 0,5 mm) sollicitées en Mode I polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



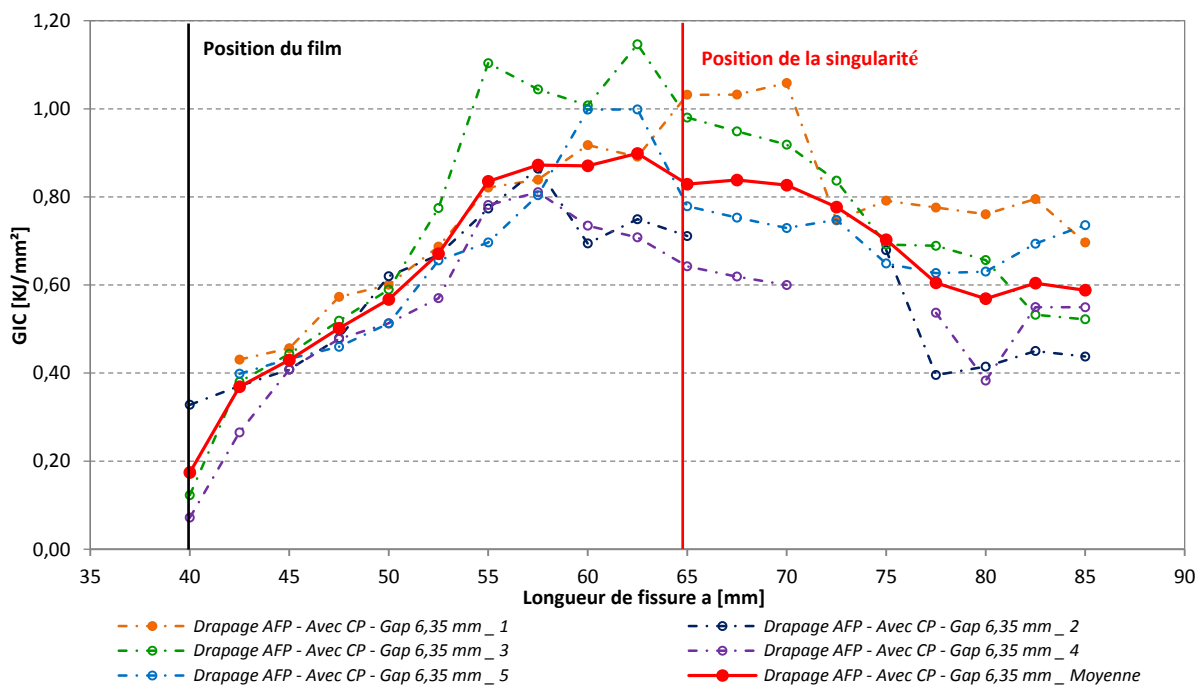
**Figure VII. 13** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 3,175 mm sollicitées en Mode I polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



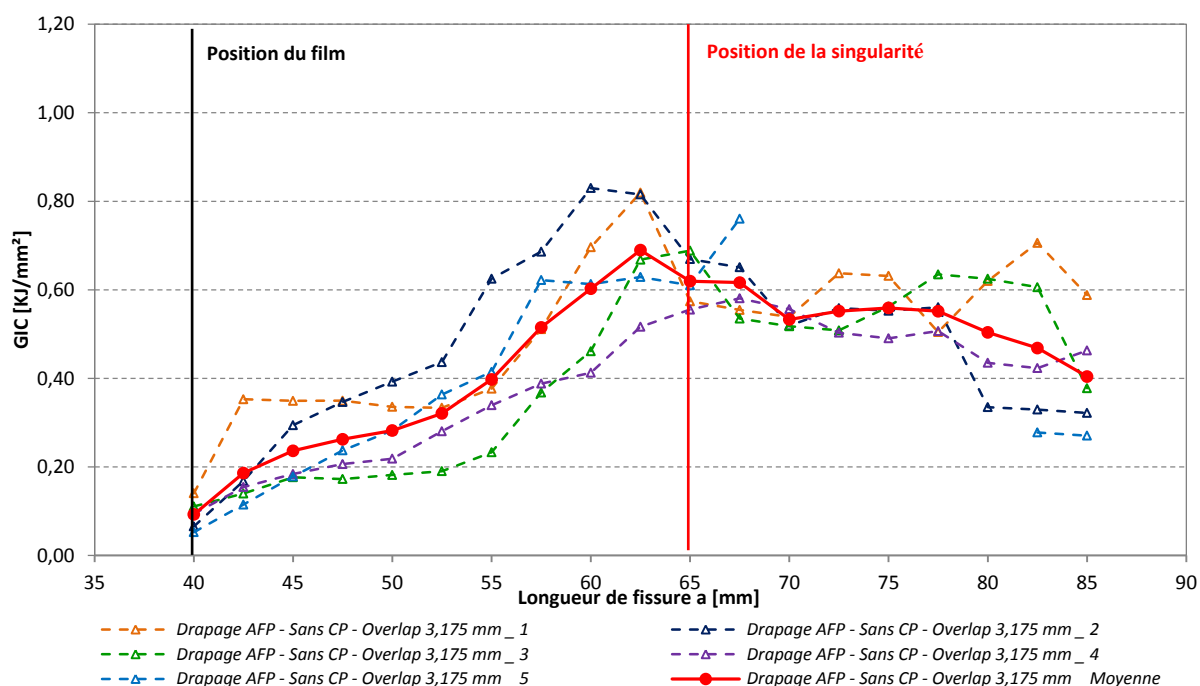
**Figure VII. 14** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 3,175 mm sollicitées en Mode I polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



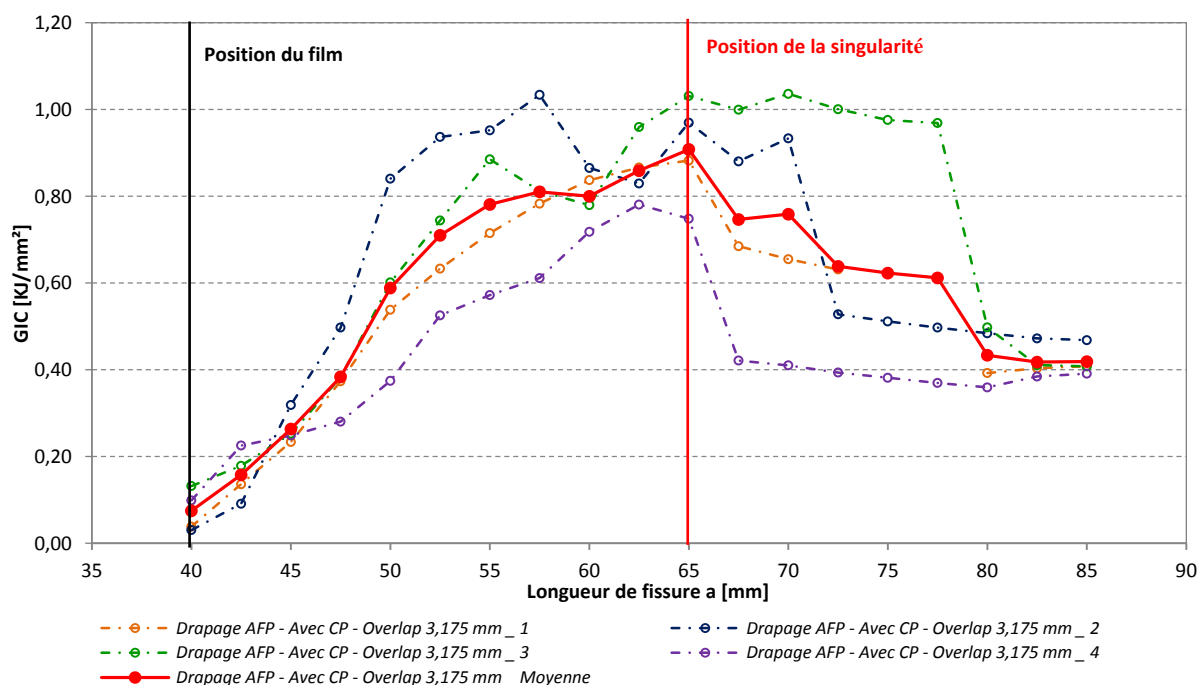
**Figure VII. 15** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm sollicitées en Mode I polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



**Figure VII. 16** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm sollicitées en Mode I polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



**Figure VII. 17** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un overlap de 3,175 mm sollicitées en Mode I polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

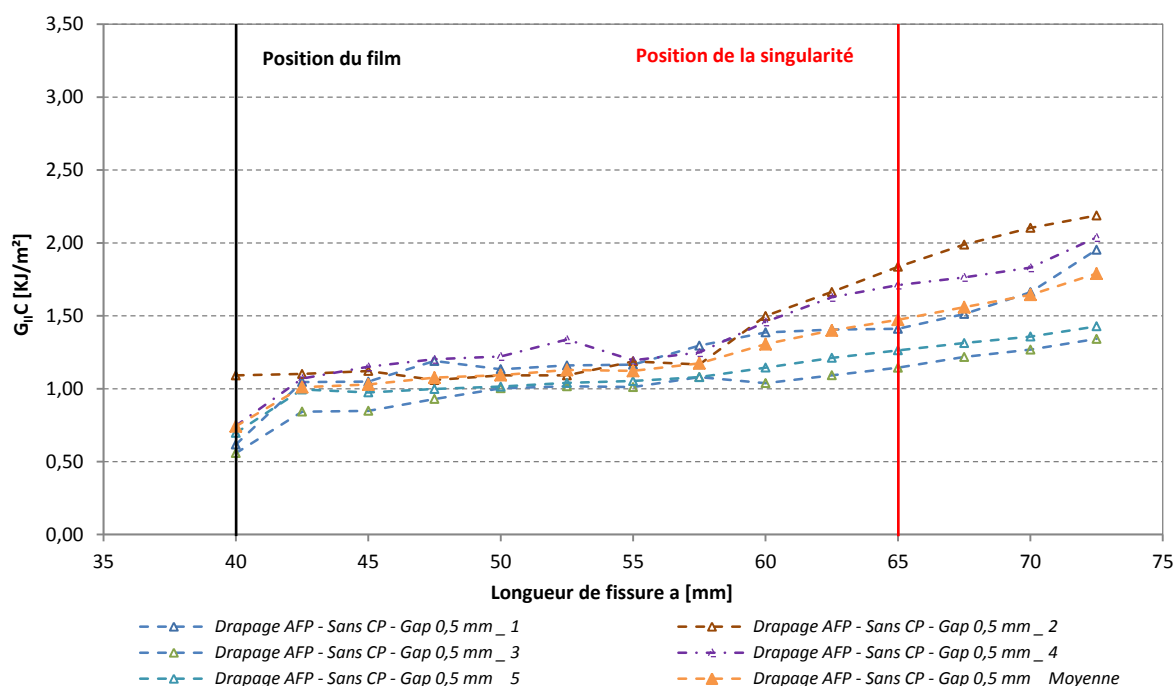


**Figure VII. 18** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un overlap de 3,175 mm sollicitées en Mode I polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

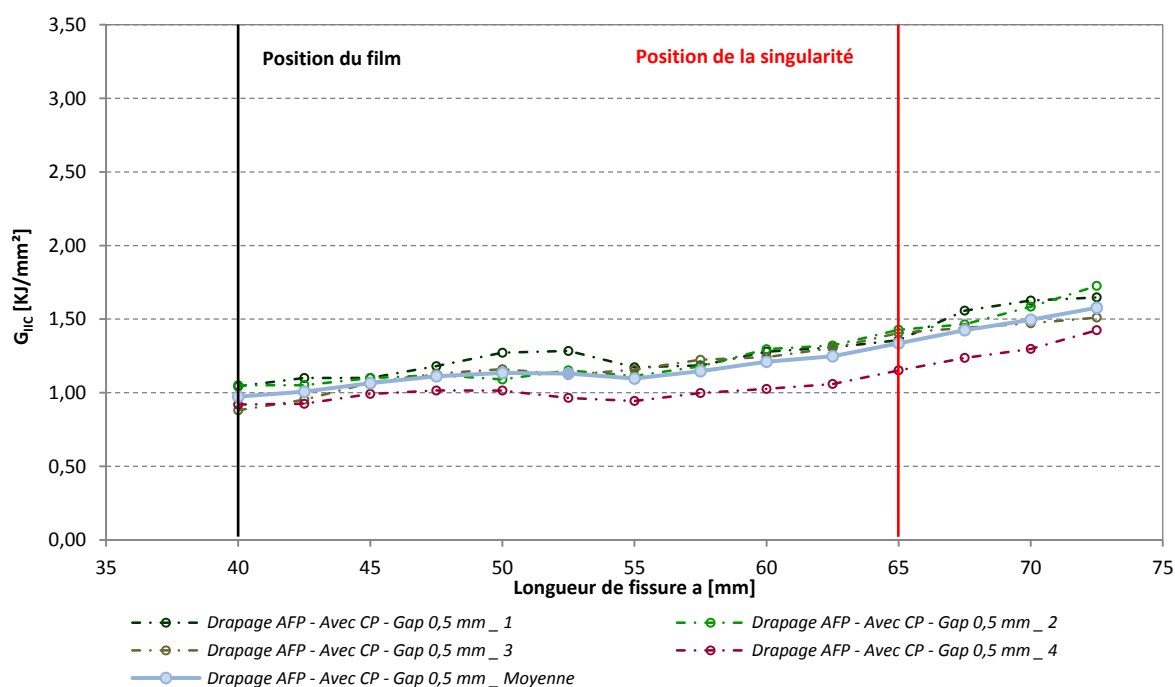
#### **Annexe n°4 - Courbes des essais de délaminage en Mode II pour l'ensemble des singularités gap et overlap étudiées**

Cette annexe illustre l'ensemble des courbes obtenues pour la sollicitation de délaminage en mode II des différentes singularités introduites au sein des stratifiés carbone-époxy drapés par le procédé de placement de fibres automatisé. Les conclusions tirées de l'exploitation de ces courbes sont réalisées dans le Chapitre IV.

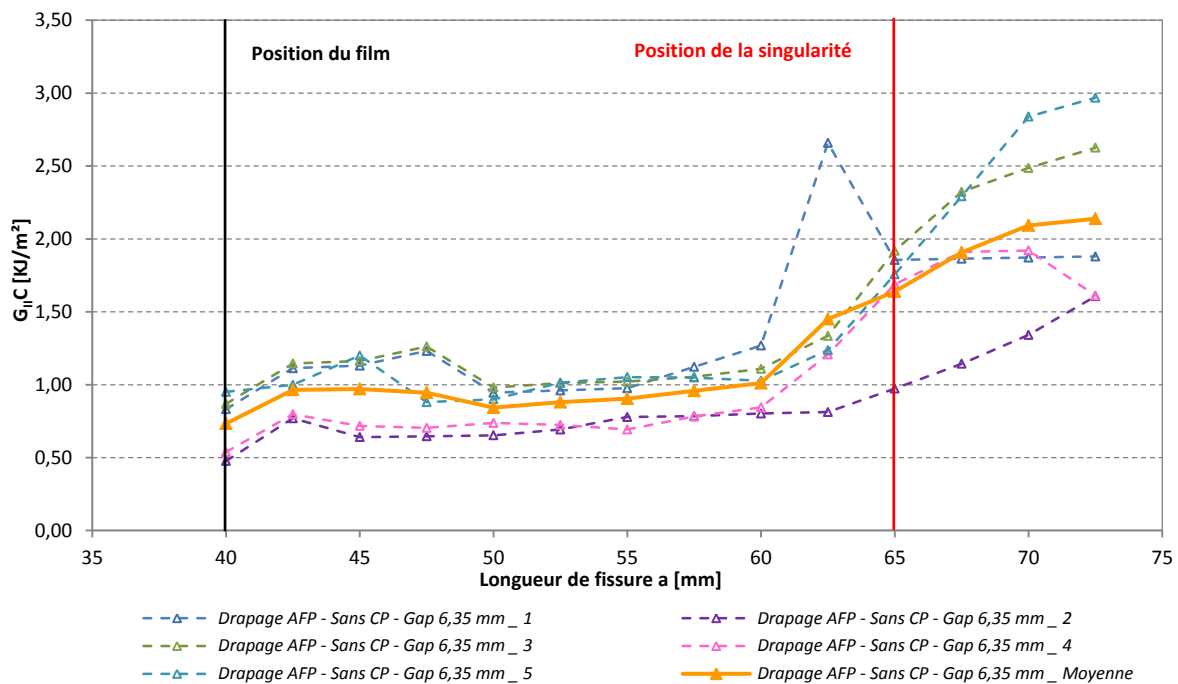
Remarque : Des points manquants peuvent apparaître sur certaines courbes lors de la sollicitation de délaminage en Mode II. Ce phénomène est lié à l'absence de points de mesure du fait d'une rapide propagation de la fissure qui n'a pu être analysée sur les photos prises au cours des essais.



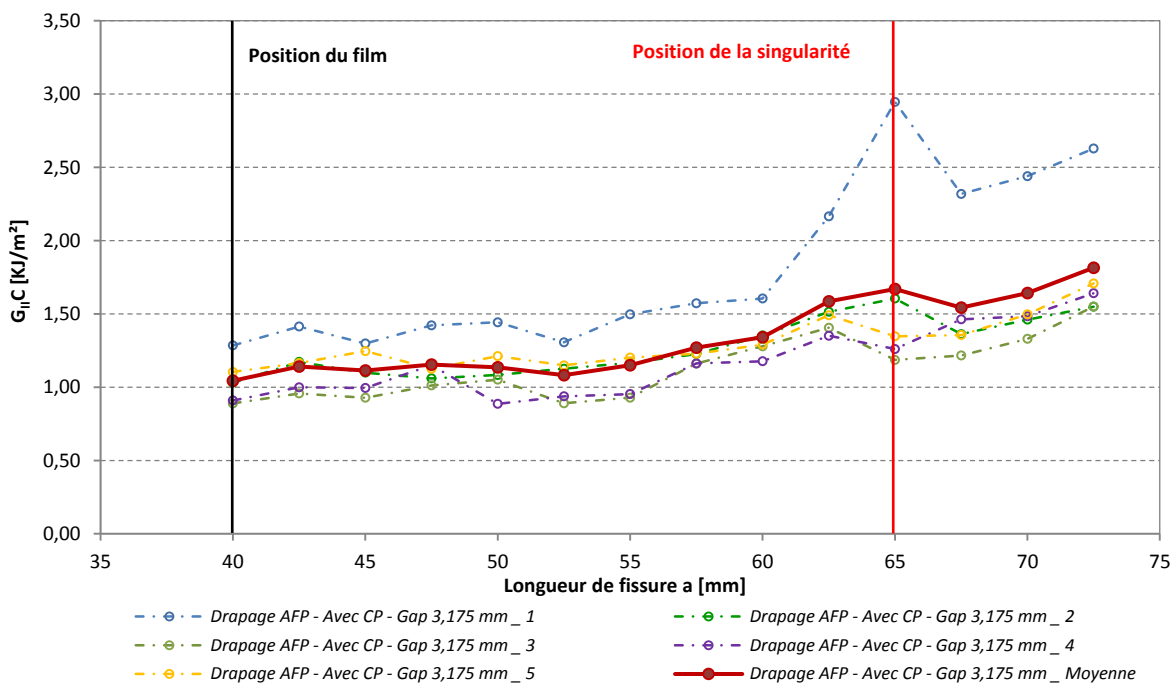
**Figure VII. 19** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de références (gap 0, 5mm) sollicitées en Mode II polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



**Figure VII. 20** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes de référence (gap 0, 5mm) sollicitées en Mode II polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

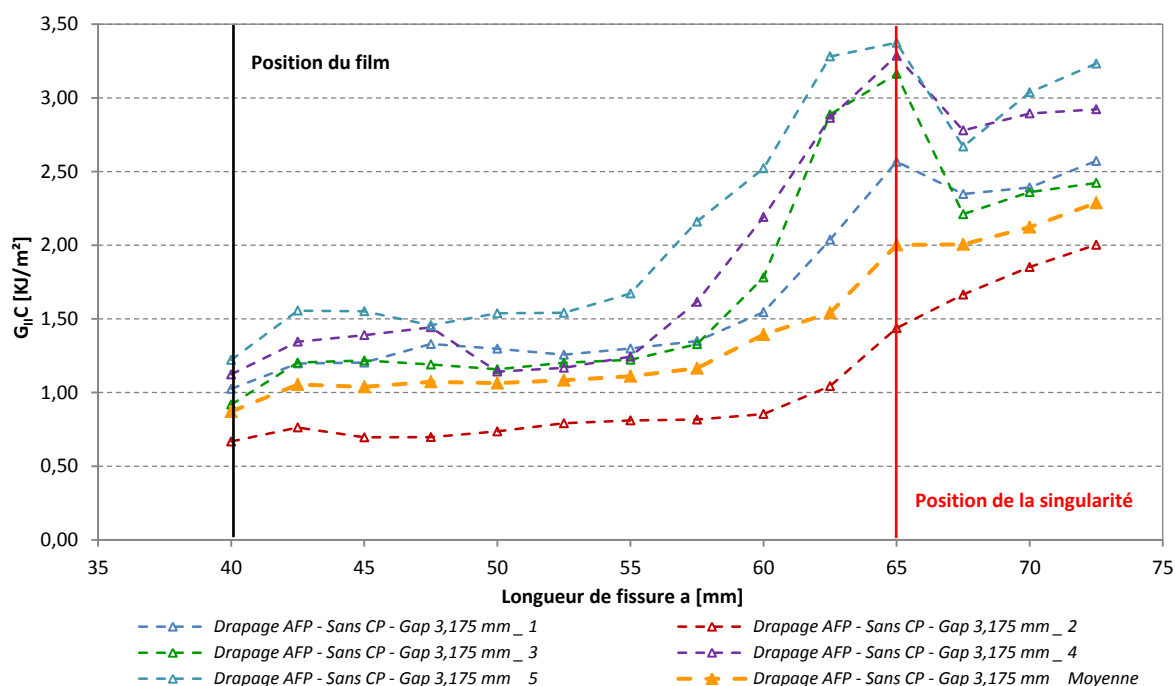


**Figure VII. 21** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 3,175 mm sollicitées en Mode II polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

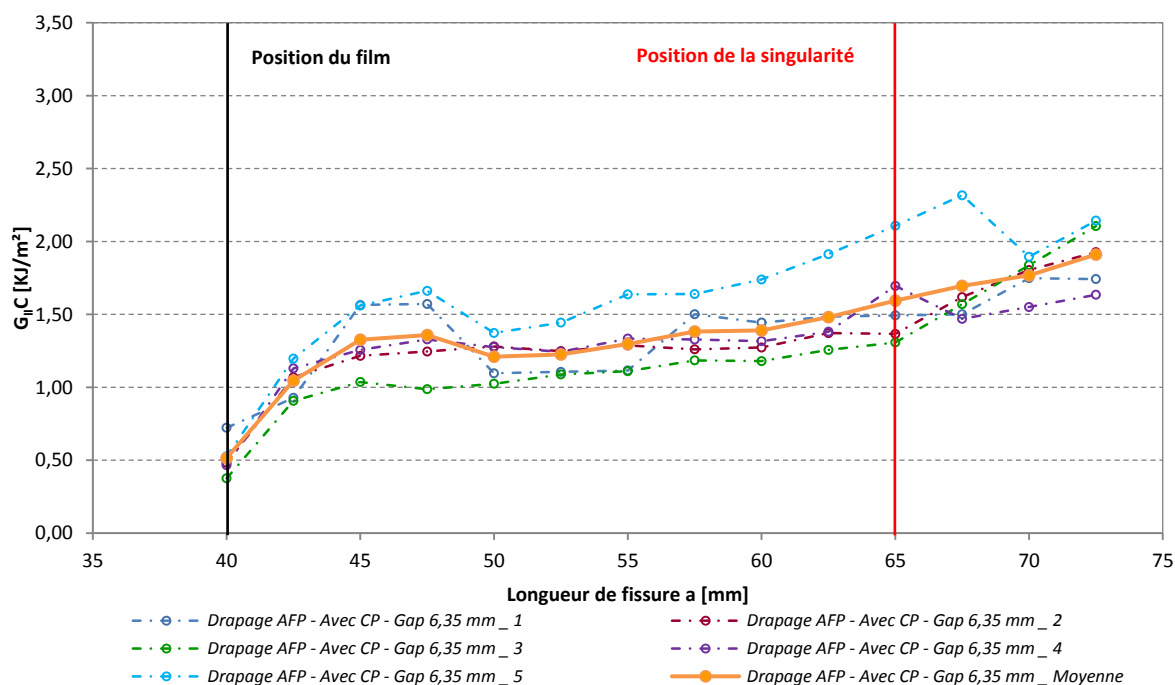


**Figure VII. 22** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 3,175 mm sollicitées en Mode II polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

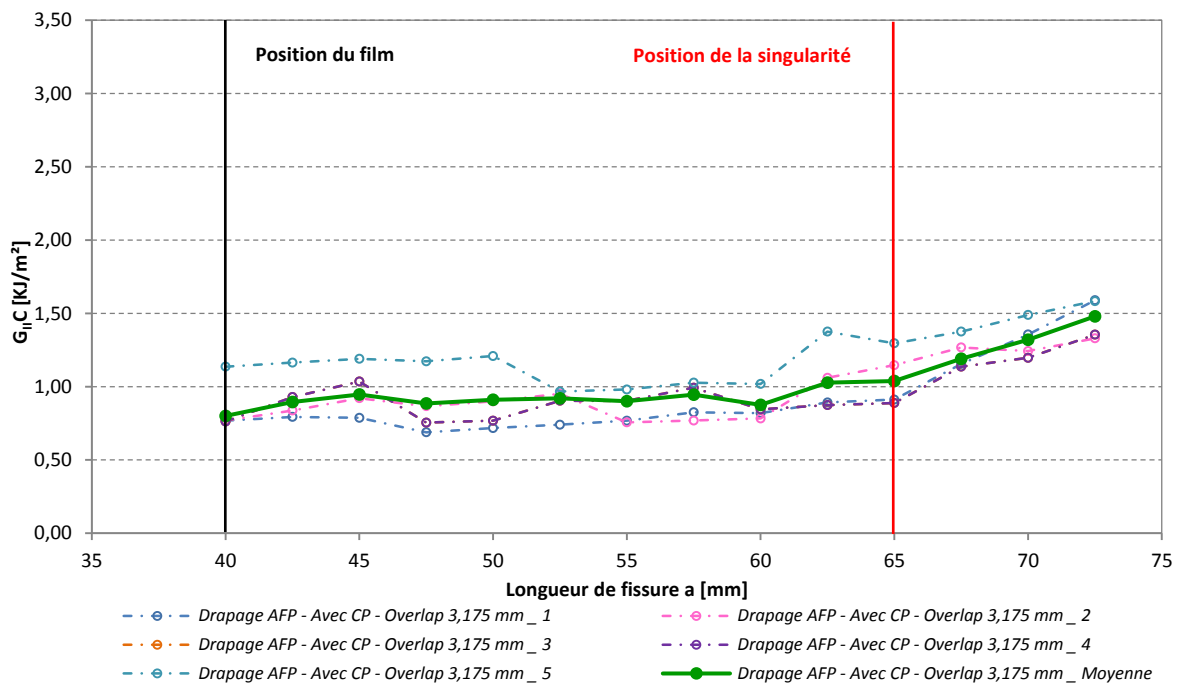




**Figure VII. 23** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm sollicitées en Mode II polymérisées sans contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$



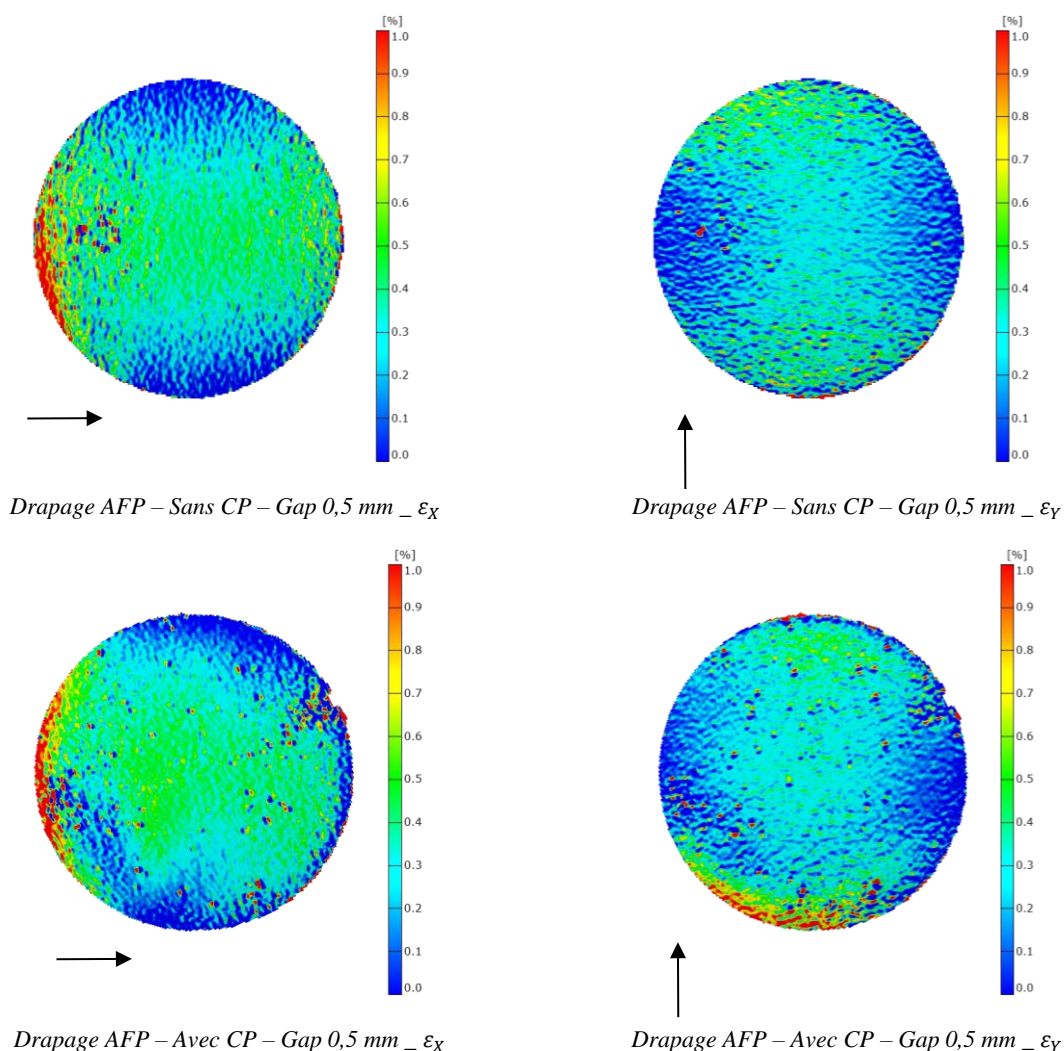
**Figure VII. 24** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un gap de 6,35 mm sollicitées en Mode II polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

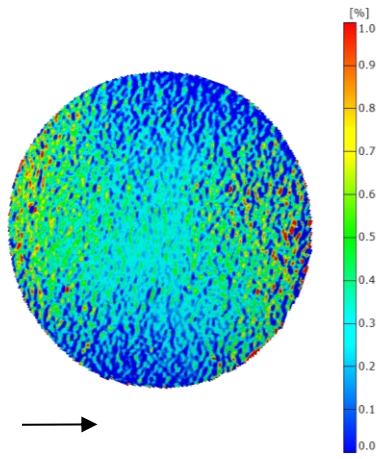


**Figure VII. 25** - Courbe du taux de restitution d'énergie  $G_{IC}$  en fonction de la longueur de fissure pour les 5 éprouvettes contenant un overlap de 3,175 mm sollicitées en Mode II polymérisées avec contre plaque, empilement  $[0^\circ_7/90^\circ_2/0^\circ_7]$

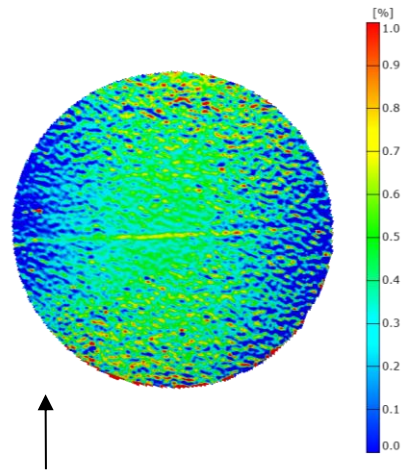
### **Annexe n°5 - Champs de déformation et de déplacement des essais de plaques sous pression mesurés par corrélation d'images pour l'ensemble des singularités gap et overlap étudiées**

Les champs de déformation mesurés par corrélation d'images lors de la sollicitation sous pression sont illustrés sur la Figure VII. 26 pour l'ensemble des singularités étudiées. Ces cartographies illustrent les champs de déformation suivant les deux sens des plis orientés à 0° (correspondant à la déformation  $\varepsilon_Y$ ) et 90° (correspondant à la déformation  $\varepsilon_X$ ) pour une pression définie à 6 bars. Les conclusions obtenues lors de ces observations sont réalisées dans le Chapitre IV.

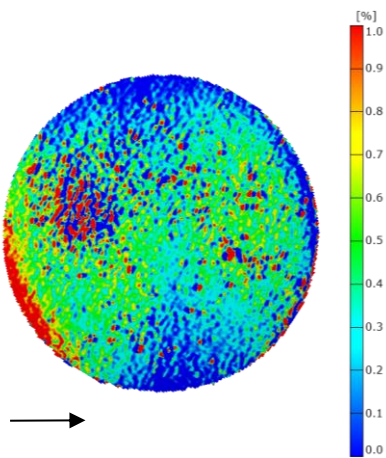




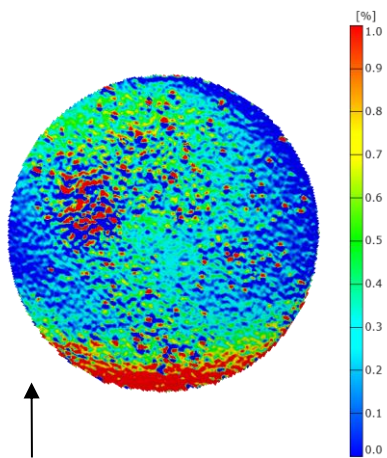
*Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm –  $\epsilon_x$*



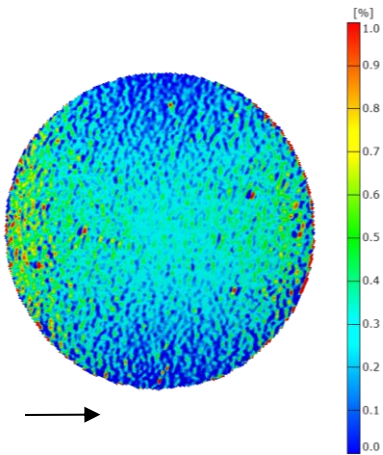
*Drapage AFP – Sans CP – Gap 3,175 mm –  $\epsilon_y$*



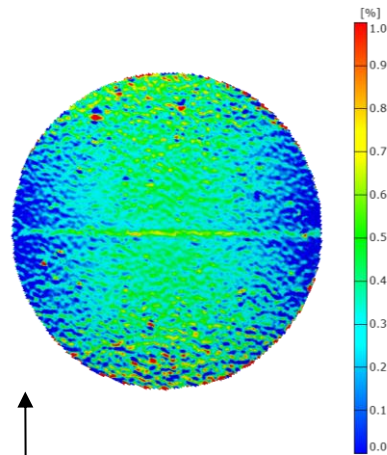
*Drapage AFP – Avec CP – Gap 3,175 mm –  $\epsilon_x$*



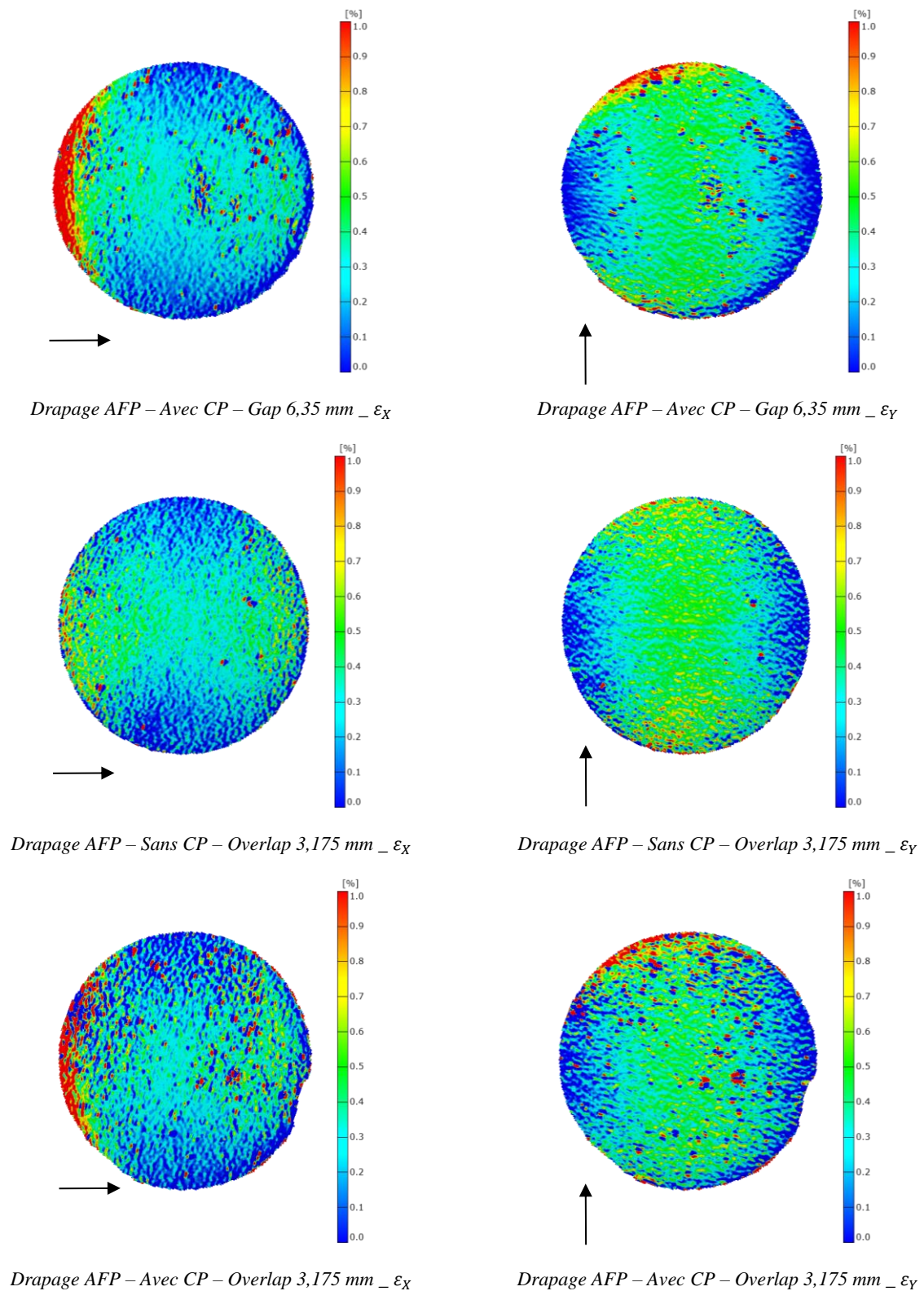
*Drapage AFP – Avec CP – Gap 0,5 mm –  $\epsilon_y$*



*Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm –  $\epsilon_x$*



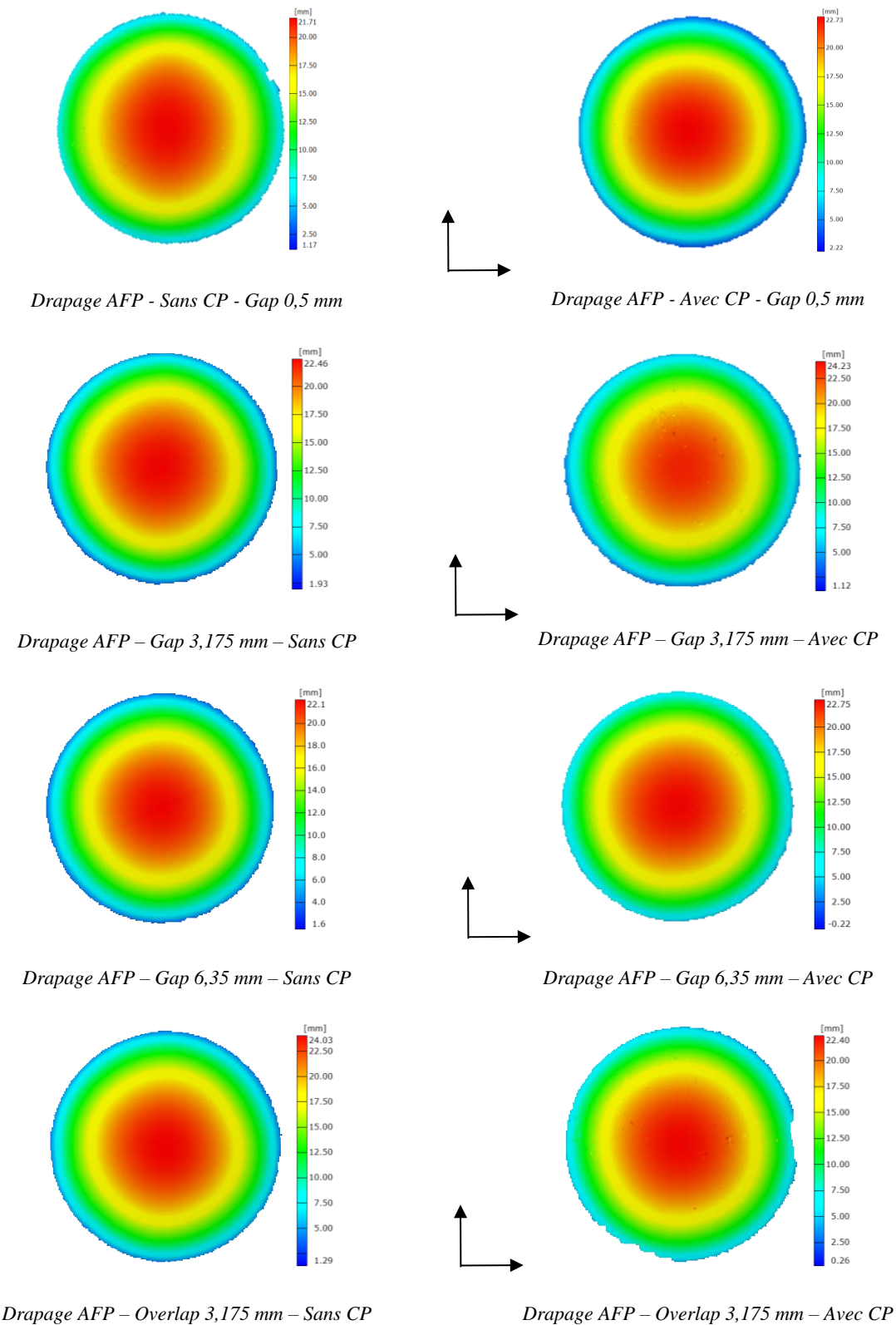
*Drapage AFP – Sans CP – Gap 6,35 mm –  $\epsilon_y$*



**Figure VII. 26** - Champs de déformations suivant les plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  mesurés à 6 bars de pression par corrélation d'images pour l'ensemble des plaques drapées par AFP contenant des singularités polymérisées sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$



La Figure VII. 27 illustre quant à elle les champs de déplacements des plaques sollicitées sous une pression de 6 bars. Ils sont ainsi représentés pour l'ensemble des singularités étudiés.



**Figure VII. 27** - Champs de déplacement mesurés à 6 bars de pression par corrélation d'images pour l'ensemble des plaques drapées par AFP contenant des singularités polymérisées sans et avec contre plaque, empilement  $[90^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/90^\circ]$

# Références Bibliographiques

---

- [1] Safran - Aircelle. Aircelle n.d. <http://www.aircelle.com/fr/societe/slca> (accessed November 8, 2015).
- [2] <http://www.coriolis-composites.com/> 2015.
- [3] Renard J. Élaboration, microstructure et comportement des composites à matrice polymère. HERMÈS / LAVOISIER; 2005.
- [4] Bathias C. Matériaux composites Architecture, mise en oeuvre, propriétés et applications industrielles. 2ème Edition. DUNOD; 2013.
- [5] Berbain F, Chevalier A. Mise en œuvre des composites - Méthodes et matériels. Techniques de l'Ingénieur 1997;Référence A3720.
- [6] Peters ST. Handbook of Composites. Springer Science & Business Media; 2013.
- [7] Baker B Alan A. Composite Materials for Aircraft Structures. AIAA; 2004.
- [8] Sheno RA, Wellicome JF, Technology WEGEM. Composite Materials in Maritime Structures: Volume 2, Practical Considerations. Cambridge University Press; 1993.
- [9] Figueiro R. Fibrous and Composite Materials for Civil Engineering Applications. Elsevier; 2011.
- [10] Cinquin J. Les composites en aérospatiale. Techniques de l'Ingénieur 2002;Référence AM5645.
- [11] Sciences de l'Ingénieur - Matériaux composites et structures composites n.d. [http://www.si.ens-cachan.fr/accueil\\_V2.php?page=affiche\\_ressource&id=165](http://www.si.ens-cachan.fr/accueil_V2.php?page=affiche_ressource&id=165) (accessed October 27, 2015).
- [12] Gay D. Matériaux composites. Hermès; 1997.
- [13] Bourban P-E. Matériaux composites à matrice organique: constituants, procédés, propriétés. PPUR presses polytechniques; 2004.
- [14] Chatain M. Matières thermoplastiques - Introduction. Techniques de l'Ingénieur 1998;Référence AM3305.
- [15] <http://www.hexcel.com/fr/> 2015.
- [16] Lemiere Y. The evolution of composite materials in submarine structures., 1992.
- [17] Davies P, Riou L, Mazeas F, Warnier P. Thermoplastic Composite Cylinders for Underwater Applications. Journal of Thermoplastic Composite Materials 2005;18:417–43. doi:10.1177/0892705705054397.
- [18] Otheguy ME, Gibson AG, Findon E, Cripps RM, Mendoza AO, Castro MTA. Recycling of end-of-life thermoplastic composite boats. Plastics, Rubber and Composites 2009;38:406–11. doi:10.1179/146580109X12540995045642.
- [19] Ning H, Pillay S, Vaidya UK. Design and development of thermoplastic composite roof door for mass transit bus. Materials & Design 2009;30:983–91. doi:10.1016/j.matdes.2008.06.066.
- [20] Mihalich J. Production of a Class 8 Truck Trailer Bed Using c-PBT Thermoplastic Prepreg and Vacuum Bag Processing | Society of Plastics Engineers, Troy, Michigan, USA: Society of Plastics Engineers; 2010.
- [21] Wakeman MD, Cain TA, Rudd CD, Brooks R, Long AC. Compression moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro- mechanical properties—1 commingled glass and polypropylene. Composites Science and Technology 1998;58:1879–98. doi:10.1016/S0266-3538(98)00011-6.

- [22] Lukaszewicz DH-JA, Ward C, Potter KD. The engineering aspects of automated prepreg layup: History, present and future. *Composites Part B: Engineering* 2012;43:997–1009. doi:10.1016/j.compositesb.2011.12.003.
- [23] MTorres | Procesos industriales de automatización para industria Aeronáutica y Paper Converting n.d. <http://www.mtorres.es/> (accessed October 30, 2015).
- [24] Surface développable — Wikipédia n.d. [https://fr.wikipedia.org/wiki/Surface\\_d%C3%A9veloppable](https://fr.wikipedia.org/wiki/Surface_d%C3%A9veloppable) (accessed November 9, 2015).
- [25] Premium AEROTEC n.d. <http://www.premium-aerotec.com/> (accessed October 30, 2015).
- [26] Dassault Aviation. Dassault Aviation n.d. <http://www.dassault-aviation.com/fr> (accessed October 30, 2015).
- [27] Boeing: The Boeing Company n.d. <http://www.boeing.com/> (accessed October 30, 2015).
- [28] Debout P, Chanal H, Duc E. Tool path smoothing of a redundant machine: Application to Automated Fiber Placement. *Computer-Aided Design* 2011;43:122–32. doi:10.1016/j.cad.2010.09.011.
- [29] ADVITAC: Advanced Integrated Composite Tailcone n.d. <http://www.advitac.eu/> (accessed November 11, 2015).
- [30] Blom AW, Lopes CS, Kromwijk PJ, Gurdal Z, Camanho PP. A Theoretical Model to Study the Influence of Tow-drop Areas on the Stiffness and Strength of Variable-stiffness Laminates. *Journal of Composite Materials* 2009;43:403–25. doi:10.1177/0021998308097675.
- [31] Shirinzadeh B, Alici G, Foong CW, Cassidy G. Fabrication process of open surfaces by robotic fibre placement. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* 2004;20:17–28. doi:10.1016/S0736-5845(03)00050-4.
- [32] Alici G, Shirinzadeh B. Enhanced Stiffness Modeling, Identification and Characterization for Robot Manipulators. *IEEE Transactions on Robotics* 2005;21:554–64. doi:10.1109/TRO.2004.842347.
- [33] Shirinzadeh B, Cassidy G, Oetomo D, Alici G, Ang Jr MH. Trajectory generation for open-contoured structures in robotic fibre placement. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* 2007;23:380–94. doi:10.1016/j.rcim.2006.04.006.
- [34] Tatting BF, Gurdal Z. Design and Manufacture of Elastically Tailored Tow Placed Plates. Langley Research Center, Hampton, Virginia: 2002.
- [35] Wu C, Gurdal Z, Starnes J. Structural Response of Compression-Loaded, Tow-Placed, Variable Stiffness Panels. 43rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, American Institute of Aeronautics and Astronautics; 2002.
- [36] Tatting BF, Gurdal Z. Automated Finite Element Analysis of Elastically-Tailored Plates. Langley Research Center, Hampton, Virginia: 2003.
- [37] Jegley DC, Tatting BF, Gurdal Z. Optimization of Elastically Tailored Tow-Placed Plates with Holes, 2003.
- [38] Gurdal Z, Tatting B, Wu K. Tow-Placement Technology and Fabrication Issues for Laminated Composite Structures. 46th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Austin, Texas: American Institute of Aeronautics and Astronautics; 2005.
- [39] Jegley D, Tatting B, Gurdal Z. Tow-Steered Panels with Holes Subjected to Compression or Shear Loading. 46th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, American Institute of Aeronautics and Astronautics; 2005.



- [40] Wu KC, Gurdal Z. Variable Stiffness Panel Structural Analyses With Material Nonlinearity and Correlation With Tests, Newport, RI, United States: 2006.
- [41] Gürdal Z, Tatting BF, Wu CK. Variable stiffness composite panels: Effects of stiffness variation on the in-plane and buckling response. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2008;39:911–22. doi:10.1016/j.compositesa.2007.11.015.
- [42] Lopes CS, Gürdal Z, Camanho PP. Variable-stiffness composite panels: Buckling and first-ply failure improvements over straight-fibre laminates. *Computers & Structures* 2008;86:897–907. doi:10.1016/j.compstruc.2007.04.016.
- [43] Alhajahmad A, Abdalla MM, Gürdal Z. Design Tailoring for Pressure Pillowing Using Tow-Placed Steered Fibers. *Journal of Aircraft* 2008;45:630–40. doi:10.2514/1.32676.
- [44] Raju G, Wu Z, Kim BC, Weaver PM. Prebuckling and buckling analysis of variable angle tow plates with general boundary conditions. *Composite Structures* 2012;94:2961–70. doi:10.1016/j.compstruct.2012.04.002.
- [45] Wu Z, Weaver PM, Raju G, Chul Kim B. Buckling analysis and optimisation of variable angle tow composite plates. *Thin-Walled Structures* 2012;60:163–72. doi:10.1016/j.tws.2012.07.008.
- [46] Lopes CS, Gürdal Z, Camanho PP. Tailoring for strength of composite steered-fibre panels with cutouts. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2010;41:1760–7. doi:10.1016/j.compositesa.2010.08.011.
- [47] Cairns DS, Ilcewicz LB, Walker T, Minguet PJ. Fracture scaling parameters of inhomogeneous microstructure in composite structures. *Composites Science and Technology* 1995;53:223–31. doi:10.1016/0266-3538(95)00022-4.
- [48] Gürdal Z, Olmedo R. Composite laminates with spatially varying fiber orientations - “Variable stiffness panel concept.” 33rd Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, American Institute of Aeronautics and Astronautics; n.d.
- [49] Waldhart C, Gurdal Z, Ribbens C. Analysis of tow placed, parallel fiber, variable stiffness laminates. 37th Structure, Structural Dynamics and Materials Conference, American Institute of Aeronautics and Astronautics; n.d.
- [50] Olmedo R, Gurdal Z. Buckling response of laminates with spatially varying fiber orientations, La Jolla, CA: 1993.
- [51] Rhead AT, Dodwell TJ, Butler R. The effect of tow gaps on compression after impact strength of robotically laminated structures. *Computers, Materials and Continua* 2013;35:1–16.
- [52] Lukaszewicz DH-JA. Optimisation of high-speed automated layup of thermoset carbon-fibre preimpregnates. Ph.D. University of Bristol, 2011.
- [53] Blom AW. Structural Performance of Fiber-Placed, Variable-Stiffness Composite Conical and Cylindrical Shells. Dissertation. TU Delft, Delft University of Technology, 2010.
- [54] Blom AW, Stickler PB, Gurdal Z. Design and Manufacture of a Variable-Stiffness Cylindrical Shell, SAMPE Europe; 2009.
- [55] Beakou A, Cano M, Le Cam J-B, Verney V. Modelling slit tape buckling during automated prepreg manufacturing: A local approach. *Composite Structures* 2011;93:2628–35. doi:10.1016/j.compstruct.2011.04.030.

- [56] Nagendra S, Kodiyalam S, Davis J, Parthasarathy V. Optimisation of tow fiber paths for composite design, New Orleans, LA, USA: 1995.
- [57] Kim BC, Weaver PM, Potter K. Manufacturing characteristics of the continuous tow shearing method for manufacturing of variable angle tow composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2014;61:141–51. doi:10.1016/j.compositesa.2014.02.019.
- [58] Khani A, Abdalla MM, Gürdal Z. Circumferential stiffness tailoring of general cross section cylinders for maximum buckling load with strength constraints. *Composite Structures* 2012;94:2851–60. doi:10.1016/j.compstruct.2012.04.018.
- [59] Blom AW, Tatting BF, Hol JMAM, Gürdal Z. Fiber path definitions for elastically tailored conical shells. *Composites Part B: Engineering* 2009;40:77–84. doi:10.1016/j.compositesb.2008.03.011.
- [60] Blom AW, Stickler PB, Gürdal Z. Optimization of a composite cylinder under bending by tailoring stiffness properties in circumferential direction. *Composites Part B: Engineering* 2010;41:157–65. doi:10.1016/j.compositesb.2009.10.004.
- [61] Rouhi M, Ghayoor H, Hoa SV, Hojjati M. Multi-objective design optimization of variable stiffness composite cylinders. *Composites Part B: Engineering* 2015;69:249–55. doi:10.1016/j.compositesb.2014.10.011.
- [62] Rouhi M, Ghayoor H, Hoa SV, Hojjati M. The effect of the percentage of steered plies on the bending-induced buckling performance of a variable stiffness composite cylinder. *Science and Engineering of Composite Materials* 2015;22:149–56. doi:10.1515/secm-2014-0258.
- [63] Sawicki A, Minguett P. The effect of intraply overlaps and gaps upon the compression strength of composite laminates. 39th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference and Exhibit, American Institute of Aeronautics and Astronautics; 1998.
- [64] Turoski LE. Effects of manufacturing defects on the strength of toughened carbon/epoxy prepreg composites. Ph.D. Thesis. Montana State University, 2000.
- [65] Croft K, Lessard L, Pasini D, Hojjati M, Chen J, Yousefpour A. Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2011;42:484–91. doi:10.1016/j.compositesa.2011.01.007.
- [66] Soutis C, Curtis PT. A method for predicting the fracture toughness of CFRP laminates failing by fibre microbuckling. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2000;31:733–40. doi:10.1016/S1359-835X(00)00003-8.
- [67] Legay P. Étude de l'influence de défauts sur les propriétés mécaniques de matériaux composites fabriqués par le procédé de placement de fibres. Mémoire de maîtrise. École Polytechnique de Montréal, 2011.
- [68] Falcó O, Mayugo JA, Lopes CS, Gascons N, Costa J. Variable-stiffness composite panels: Defect tolerance under in-plane tensile loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2014;63:21–31. doi:10.1016/j.compositesa.2014.03.022.
- [69] Sebaey TA, González EV, Lopes CS, Blanco N, Costa J. Damage resistance and damage tolerance of dispersed CFRP laminates: The bending stiffness effect. *Composite Structures* 2013;106:30–2. doi:10.1016/j.compstruct.2013.05.046.

- [70] Sebaey TA, González EV, Lopes CS, Blanco N, Costa J. Damage resistance and damage tolerance of dispersed CFRP laminates: Effect of ply clustering. *Composite Structures* 2013;106:96–103. doi:10.1016/j.compstruct.2013.05.052.
- [71] Falcó O, Lopes CS, Mayugo JA, Gascons N, Renart J. Effect of tow-drop gaps on the damage resistance and tolerance of Variable-Stiffness Panels. *Composite Structures* 2014;116:94–103. doi:10.1016/j.compstruct.2014.05.005.
- [72] Arian Nik M, Fayazbakhsh K, Pasini D, Lessard L. A comparative study of metamodeling methods for the design optimization of variable stiffness composites. *Composite Structures* 2014;107:494–501. doi:10.1016/j.compstruct.2013.08.023.
- [73] Arian Nik M, Fayazbakhsh K, Pasini D, Lessard L. Surrogate-based multi-objective optimization of a composite laminate with curvilinear fibers. *Composite Structures* 2012;94:2306–13. doi:10.1016/j.compstruct.2012.03.021.
- [74] Fayazbakhsh K, Arian Nik M, Pasini D, Lessard L. Defect layer method to capture effect of gaps and overlaps in variable stiffness laminates made by Automated Fiber Placement. *Composite Structures* 2013;97:245–51. doi:10.1016/j.compstruct.2012.10.031.
- [75] Arian Nik M, Fayazbakhsh K, Pasini D, Lessard L. Optimization of variable stiffness composites with embedded defects induced by Automated Fiber Placement. *Composite Structures* 2014;107:160–6. doi:10.1016/j.compstruct.2013.07.059.
- [76] Nik MA, Lessard L, Pasini D. Size-dependent behavior of laminates with curvilinear fibers made by automated fiber placement. *Science and Engineering of Composite Materials* 2014;22:157–63. doi:10.1515/secm-2014-0167.
- [77] Li X, Hallett SR, Wisnom MR. Modelling the effect of gaps and overlaps in automated fibre placement (AFP)-manufactured laminates. *Science and Engineering of Composite Materials* 2015;22:115–29. doi:10.1515/secm-2013-0322.
- [78] Hull D, Clyne TW. *An Introduction to Composite Materials*. Cambridge: Cambridge University Press; 1996.
- [79] Lekhnitskii S. *International Glossary of Hydrology*. Secretariat of the World Meteorological Organization; 1970.
- [80] Huang H, Talreja R. Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fiber reinforced composites. *Composites Science and Technology* 2005;65:1964–81. doi:10.1016/j.compscitech.2005.02.019.
- [81] Baley C, Lan M, Davies P, Cartié D. Porosity in Ocean Racing Yacht Composites: a Review. *Appl Compos Mater* 2014;22:13–28. doi:10.1007/s10443-014-9393-4.
- [82] Schaefer DW. Engineered Porous Materials. *MRS Bulletin* 1994;19:14–9. doi:10.1557/S0883769400039452.
- [83] Schoeller H. *Les Eaux Souterraines. Hydrologie dynamique et chimique, Recherche, Exploitation et Évaluation des Ressources*. Paris: Masson et Cie; 1955.
- [84] Loos AC, Springer GS. Curing of Epoxy Matrix Composites. *Journal of Composite Materials* 1983;17:135–69. doi:10.1177/002199838301700204.

- [85] Costa ML, Almeida SFM de, Rezende MC. The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. *Composites Science and Technology* 2001;61:2101–8. doi:10.1016/S0266-3538(01)00157-9.
- [86] Ledru Y. Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques. PhD Thesis. Centre de Recherche Outillages, Matériaux et Procédés - CROMeP, 2009.
- [87] Ghiorse SR. Effect of void content on the mechanical properties of carbon/epoxy laminates. *SAMPE Quarterly* 1993;24:54–9.
- [88] Tang J-M, Lee WI, Springer GS. Effects of Cure Pressure on Resin Flow, Voids, and Mechanical Properties. *Journal of Composite Materials* 1987;21:421–40. doi:10.1177/002199838702100502.
- [89] Boey FYC, Lye SW. Void reduction in autoclave processing of thermoset composites: Part 1: High pressure effects on void reduction. *Composites* 1992;23:261–5. doi:10.1016/0010-4361(92)90186-X.
- [90] Boey FYC. Humidity and autoclave pressure effect on the interfacial shear strength of a microwave cured epoxy-glass fibre composite. *Polymer Testing* 1995;14:471–7. doi:10.1016/0142-9418(95)00004-C.
- [91] Olivier P, Cottu JP, Ferret B. Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates. *Composites* 1995;26:509–15. doi:10.1016/0010-4361(95)96808-J.
- [92] Judd N, Wright W. Voids and their effects on the mechanical properties of composites - An appraisal. *Sampe Journal* 1978;14:10–4.
- [93] Yokota MJ. In-process controlled curing of resin matrix composites. *Technology Explosion* 1977;Diversity:416–29.
- [94] Yoshida H, Ogasa T, Hayashi R. Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CFRP. *Composites Science and Technology* 1986;25:3–18. doi:10.1016/0266-3538(86)90018-7.
- [95] Bowles KJ, Frimpong S. Void Effects on the Interlaminar Shear Strength of Unidirectional Graphite-Fiber-Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials* 1992;26:1487–509. doi:10.1177/002199839202601006.
- [96] Liu L, Zhang B-M, Wang D-F, Wu Z-J. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. *Composite Structures* 2006;73:303–9. doi:10.1016/j.compstruct.2005.02.001.
- [97] Wisnom MR. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology* 1999;59:1937–57. doi:10.1016/S0266-3538(99)00053-6.
- [98] Pitchumani R, Ranganathan S, Don RC, Gillespie Jr. JW, Lamontia MA. Analysis of transport phenomena governing interfacial bonding and void dynamics during thermoplastic tow-placement. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 1996;39:1883–97. doi:10.1016/0017-9310(95)00271-5.
- [99] Lukaszewicz DH-JA, Potter KD, Eales J. A concept for the in situ consolidation of thermoset matrix prepreg during automated lay-up. *Composites Part B: Engineering* 2013;45:538–43. doi:10.1016/j.compositesb.2012.09.008.
- [100] Jones RM. *Mechanics Of Composite Materials*. CRC Press; 1998.
- [101] Chamis CC. Mechanics of load transfer at the interface - from matrix to fiber of composites. 1974.
- [102] Talreja R. 5 - Manufacturing defects in composites and their effects on performance. In: Irving PE, Soutis C, editors. *Polymer Composites in the Aerospace Industry*, Woodhead Publishing; 2015, p. 99–113.

- [103] Parlevliet PP, Bersee HEN, Beukers A. Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007;38:1581–96. doi:10.1016/j.compositesa.2006.12.005.
- [104] Van Paepegem W. 15 - Fatigue testing and online inspection of carbon textile composites for aeronautical applications. In: Carvelli V, Lomov SV, editors. *Fatigue of Textile Composites*, Woodhead Publishing; 2015, p. 353–82.
- [105] Kugler D, Moon TJ. Identification of the Most Significant Processing Parameters on the Development of Fiber Waviness in Thin Laminates. *Journal of Composite Materials* 2002;36:1451–79. doi:10.1177/0021998302036012575.
- [106] Potter K, Khan B, Wisnom M, Bell T, Stevens J. Variability, fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2008;39:1343–54. doi:10.1016/j.compositesa.2008.04.016.
- [107] Piggott MR. The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites: A review. *Composites Science and Technology* 1995;53:201–5. doi:10.1016/0266-3538(95)00019-4.
- [108] Wisnom MR. Analysis of Shear Instability in Compression Due to Fibre Waviness. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 1993;12:1171–89. doi:10.1177/073168449301201103.
- [109] Hsiao HM, Daniel IM. Effect of fiber waviness on stiffness and strength reduction of unidirectional composites under compressive loading. *Composites Science and Technology* 1996;56:581–93. doi:10.1016/0266-3538(96)00045-0.
- [110] Hsiao HM, Daniel IM. Nonlinear Elastic Behavior of Unidirectional Composites With Fiber Waviness Under Compressive Loading. *J Eng Mater Technol* 1996;118:561–70. doi:10.1115/1.2805957.
- [111] Summerscales J. *Microstructural Characterisation of Fibre-reinforced Composites*. Woodhead Publishing; 1998.
- [112] Bizet L, Bréard J, Bouquet G, Jernot J-P, Gomina M. SERIAL SECTIONS THROUGH A CONTINUOUS FIBER-REINFORCED POLYMER COMPOSITE. *Image Analysis & Stereology* 2011;23:167–76. doi:10.5566/ias.v23.p167-176.
- [113] Kaw AK. *Mechanics of Composite Materials*. CRC Press; 1997.
- [114] Halpin JC, Tsai SW. *Effects of Environmental Factors on Composite Materials*. Air Force Materials Laboratory Technical Report; 1967.
- [115] Chen X, Papathanasiou TD. Interface stress distributions in transversely loaded continuous fiber composites: parallel computation in multi-fiber RVEs using the boundary element method. *Composites Science and Technology* 2004;64:1101–14. doi:10.1016/j.compscitech.2003.07.006.
- [116] Pyrz R. Quantitative description of the microstructure of composites. Part I: Morphology of unidirectional composite systems. *Composites Science and Technology* 1994;50:197–208. doi:10.1016/0266-3538(94)90141-4.
- [117] Buryachenko VA, Pagano NJ, Kim RY, Spowart JE. Quantitative description and numerical simulation of random microstructures of composites and their effective elastic moduli. *International Journal of Solids and Structures* 2003;40:47–72. doi:10.1016/S0020-7683(02)00462-6.

- [118] Hojo M, Mizuno M, Hobbiebrunken T, Adachi T, Tanaka M, Ha SK. Effect of fiber array irregularities on microscopic interfacial normal stress states of transversely loaded UD-CFRP from viewpoint of failure initiation. *Composites Science and Technology* 2009;69:1726–34. doi:10.1016/j.compscitech.2008.08.032.
- [119] Chung DDL. *Carbon Fiber Composites*. Butterworth-Heinemann; 1994.
- [120] Shirinzadeh B, Cassidy G, Oetomo D, Alici G, Ang Jr MH. Trajectory generation for open-contoured structures in robotic fibre placement. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* 2007;23:380–94. doi:10.1016/j.rcim.2006.04.006.
- [121] Florian Madec Composites n.d. <http://www.fmc-composites.com/> (accessed July 28, 2015).
- [122] Scott IG, Scala CM. A review of non-destructive testing of composite materials. *NDT International* 1982;15:75–86. doi:10.1016/0308-9126(82)90001-3.
- [123] Jeong H, Hsu DK. Experimental analysis of porosity-induced ultrasonic attenuation and velocity change in carbon composites. *Ultrasonics* 1995;33:195–203. doi:10.1016/0041-624X(95)00023-V.
- [124] Birt EA, Smith RA. A review of NDE methods for porosity measurement in fibre-reinforced polymer composites. *Insight - Non-Destructive Testing and Condition Monitoring* 2004;46:681–6. doi:10.1784/insi.46.11.681.52280.
- [125] ASTM D3039/ASTM D3039M, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. West Conshohocken, PA: American Society for Testing and Materials; 2014.
- [126] ASTM D3410/ASTM D3410M, Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by Shear Loading. West Conshohocken, PA: American Society for Testing and Materials; 2008.
- [127] ASTM D3518 / D3518M-13, Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a  $\pm 45^\circ$  Laminate. West Conshohocken, PA: American Society for Testing and Materials; 2013.
- [128] Ladeveze P, LeDantec E. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology* 1992;43:257–67. doi:10.1016/0266-3538(92)90097-M.
- [129] NF EN ISO 14130 \_ Composites plastiques renforcés de fibres - Détermination de la résistance au cisaillement interlaminaire apparent par essai de flexion sur appuis rapprochés. Norme ISO; 1997.
- [130] Davies P, Benzeggagh ML. Interlaminar Mode I fracture testing. Application of fracture mechanics to composite materials, vol. 7. Elsevier, Amsterdam, Netherlands: Friedrich, K.; 1989, p. 81–112.
- [131] ASTM D5528-13, Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. West Conshohocken, PA: American Society for Testing and Materials; 2013.
- [132] Irwin G, Kies J. Critical energy rate analysis of fracture strength of large welded structures. *Welding Journal* 1952;33:193–8.
- [133] Berry JP. Determination of Fracture Surface Energies by the Cleavage Technique. *Journal of Applied Physics* 1963;34:62–8. doi:10.1063/1.1729091.
- [134] Yoshihara H. Mode II R-curve of wood measured by 4-ENF test. *Engineering Fracture Mechanics* 2004;71:2065–77. doi:10.1016/j.engfracmech.2003.09.001.
- [135] Kim J-K, Mai Y-W. *Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites*. Elsevier; 1998.

- [136] Huang XN, Hull D. Effects of fibre bridging on GIC of a unidirectional glass/epoxy composite. *Composites Science and Technology* 1989;35:283–99. doi:10.1016/0266-3538(89)90040-7.
- [137] Davies P, Benzeggagh ML. Interlaminar Mode I fracture testing. *Application of fracture mechanics to composite materials*, vol. 7. Elsevier, Amsterdam, Netherlands: Friedrich, K.; 1989, p. 81–112.
- [138] Davies P, Cantwell W, Moulin C, Kausch HH. A study of the delamination resistance of IM6/PEEK composites. *Composites Science and Technology* 1989;36:153–66. doi:10.1016/0266-3538(89)90085-7.
- [139] Laksimi A, Benzeggagh ML, Jing G, Hecini M, Roelandt JM. Mode I interlaminar fracture of symmetrical cross-ply composites. *Composites Science and Technology* 1991;41:147–64. doi:10.1016/0266-3538(91)90025-K.
- [140] Chai H. The characterization of Mode I delamination failure in non-woven, multidirectional laminates. *Composites* 1984;15:277–90. doi:10.1016/0010-4361(84)90708-0.
- [141] Casari P, Choqueuse D, De Roeck Y-H. Corrélation essais-calculs sur une plaque circulaire sollicitée en pression répartie, Besançon: 1995.
- [142] Davies P, Choqueuse D, Bigourdan B, Drevillon JF. *Testing of composite panels under uniformly distributed loading*, Amsterdam: 1992.
- [143] Timoshenko S, Woinowsky-Krieger S. *Theory of plates and shells*. McGraw-Hill; 1959.
- [144] Bigot R, Hoibian S. *Environnement : Des bonnes intentions aux bonnes pratiques. Consommation et Modes de Vie* 2011.
- [145] Faruk O, Bledzki AK, Fink H-P, Sain M. Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. *Progress in Polymer Science* 2012;37:1552–96. doi:10.1016/j.progpolymsci.2012.04.003.
- [146] Stamboulis A, Baillie CA, Peijs T. Effects of environmental conditions on mechanical and physical properties of flax fibers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2001;32:1105–15. doi:10.1016/S1359-835X(01)00032-X.
- [147] Baley C, Bourmaud A. Average tensile properties of French elementary flax fibers. *Materials Letters* 2014;122:159–61. doi:10.1016/j.matlet.2014.02.030.
- [148] Le Duigou A, Davies P, Baley C. Environmental Impact Analysis of the Production of Flax Fibres to be Used as Composite Material Reinforcement. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 2011;5:153–65. doi:10.1166/jbmb.2011.1116.
- [149] Shah DU, Schubel PJ, Clifford MJ. Can flax replace E-glass in structural composites? A small wind turbine blade case study. *Composites Part B: Engineering* 2013;52:172–81. doi:10.1016/j.compositesb.2013.04.027.
- [150] Madsen B, Brøndsted P, Løgstrup Andersen T. Biobased composites: materials, properties and potential applications as wind turbine blade materials. In: Nijssen R, editor. *Advances in wind turbine blade design and materials*, Woodhead Publishing; 2013.
- [151] Bourmaud A, Baley C. Investigations on the recycling of hemp and sisal fibre reinforced polypropylene composites. *Polymer Degradation and Stability* 2007;92:1034–45. doi:10.1016/j.polymdegradstab.2007.02.018.
- [152] Bourmaud A, Baley C. Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling. *Polymer Degradation and Stability* 2009;94:297–305. doi:10.1016/j.polymdegradstab.2008.12.010.
- [153] Brandrup J, Immergut EH, Grulke EA, editors. *Polymer Handbook*. JOHN WILEY & SONS, INC. 1999.

- [154] Tierney J, Gillespie JW. Modeling of Heat Transfer and Void Dynamics for the Thermoplastic Composite Tow-Placement Process. *Journal of Composite Materials* 2003;37:1745–68. doi:10.1177/002199803035188.
- [155] Qureshi Z, Swait T, Scaife R, El-Dessouky HM. In situ consolidation of thermoplastic prepreg tape using automated tape placement technology: Potential and possibilities. *Composites Part B: Engineering* 2014;66:255–67. doi:10.1016/j.compositesb.2014.05.025.
- [156] Comer AJ, Ray D, Obande WO, Jones D, Lyons J, Rosca I, et al. Mechanical characterisation of carbon fibre–PEEK manufactured by laser-assisted automated-tape-placement and autoclave. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2015;69:10–20. doi:10.1016/j.compositesa.2014.10.003.
- [157] August Z, Ostrander G, Michasiow J, Hauber D. Recent Developments in Automated Fiber Placement of Thermoplastic. *Composites SAMPE Journal* 2014;50:30–7.
- [158] Gorshkova T, Morvan C. Secondary cell-wall assembly in flax phloem fibres: role of galactans. *Planta* 2006;223:149–58. doi:10.1007/s00425-005-0118-7.
- [159] Bourmaud A, Baley C. Effects of thermo mechanical processing on the mechanical properties of biocomposite flax fibers evaluated by nanoindentation. *Polymer Degradation and Stability* 2010;95:1488–94. doi:10.1016/j.polymdegradstab.2010.06.022.
- [160] Baley C. Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2002;33:939–48. doi:10.1016/S1359-835X(02)00040-4.
- [161] Gourier C, Le Duigou A, Bourmaud A, Baley C. Mechanical analysis of elementary flax fibre tensile properties after different thermal cycles. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2014;64:159–66. doi:10.1016/j.compositesa.2014.05.006.
- [162] Xu M, Shi X, Chen H, Xiao T. Synthesis and enrichment of a macromolecular surface modifier PP-b-PVP for polypropylene. *Applied Surface Science* 2010;256:3240–4. doi:10.1016/j.apsusc.2009.12.012.
- [163] Colin X, Verdu J. Polymer degradation during processing. *Comptes Rendus Chimie* 2006;9:1380–95. doi:10.1016/j.crci.2006.06.004.
- [164] Coroller G, Lefeuvre A, Le Duigou A, Bourmaud A, Ausias G, Gaudry T, et al. Effect of flax fibres individualisation on tensile failure of flax/epoxy unidirectional composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2013;51:62–70. doi:10.1016/j.compositesa.2013.03.018.
- [165] Andersons J, Modniks J, Spārniņš E. Modeling the nonlinear deformation of flax-fiber-reinforced polymer matrix laminates in active loading. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2015;34:248–56. doi:10.1177/0731684414568043.
- [166] Baets J, Plastria D, Ivens J, Verpoest I. Determination of the optimal flax fibre preparation for use in unidirectional flax–epoxy composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2014;0731684413518620. doi:10.1177/0731684413518620.
- [167] Charlet K, Eve S, Jernot JP, Gomina M, Breard J. Tensile deformation of a flax fiber. *Procedia Engineering* 2009;1:233–6. doi:10.1016/j.proeng.2009.06.055.
- [168] Baley C, Perrot Y, Busnel F, Guezennec H, Davies P. Transverse tensile behaviour of unidirectional plies reinforced with flax fibres. *Materials Letters* 2006;60:2984–7. doi:10.1016/j.matlet.2006.02.028.



- [169] Oksman K. High Quality Flax Fibre Composites Manufactured by the Resin Transfer Moulding Process. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2001;20:621–7. doi:10.1177/073168401772678634.
- [170] Van de Weyenberg I, Ivens J, De Coster A, Kino B, Baetens E, Verpoest I. Influence of processing and chemical treatment of flax fibres on their composites. *Composites Science and Technology* 2003;63:1241–6. doi:10.1016/S0266-3538(03)00093-9.
- [171] Charlet K, Baley C, Morvan C, Jernot JP, Gomina M, Bréard J. Characteristics of Hermès flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007;38:1912–21. doi:10.1016/j.compositesa.2007.03.006.
- [172] Hughes M, Carpenter J, Hill C. Deformation and fracture behaviour of flax fibre reinforced thermosetting polymer matrix composites. *J Mater Sci* 2007;42:2499–511. doi:10.1007/s10853-006-1027-2.
- [173] Baley C, Le Duigou A, Bourmaud A, Davies P. Influence of drying on the mechanical behaviour of flax fibres and their unidirectional composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2012;43:1226–33. doi:10.1016/j.compositesa.2012.03.005.
- [174] Poilâne C, Cherif ZE, Richard F, Vivet A, Ben Doudou B, Chen J. Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material. *Composite Structures* 2014;112:100–12. doi:10.1016/j.compstruct.2014.01.043.
- [175] Liang S, Gning P-B, Guillaumat L. Properties evolution of flax/epoxy composites under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 2014;63:36–45. doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.01.003.
- [176] Martin N, Davies P, Baley C. Comparison of the properties of scutched flax and flax tow for composite material reinforcement. *Industrial Crops and Products* 2014;61:284–92. doi:10.1016/j.indcrop.2014.07.015.
- [177] Madsen B, Lilholt H. Physical and mechanical properties of unidirectional plant fibre composites—an evaluation of the influence of porosity. *Composites Science and Technology* 2003;63:1265–72. doi:10.1016/S0266-3538(03)00097-6.
- [178] Lefeuvre A, Bourmaud A, Baley C. Optimization of the mechanical performance of UD flax/epoxy composites by selection of fibres along the stem. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2015;77:204–8. doi:10.1016/j.compositesa.2015.07.009.
- [179] Graupner N, Rößler J, Ziegmann G, Müssig J. Fibre/matrix adhesion of cellulose fibres in PLA, PP and MAPP: A critical review of pull-out test, microbond test and single fibre fragmentation test results. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2014;63:133–48. doi:10.1016/j.compositesa.2014.04.011.
- [180] Gning PB, Liang S, Guillaumat L, Pui WJ. Influence of process and test parameters on the mechanical properties of flax/epoxy composites using response surface methodology. *J Mater Sci* 2011;46:6801–11. doi:10.1007/s10853-011-5639-9.
- [181] Baley C, Le Duigou A, Bourmaud A, Davies P, Nardin M, Morvan C. Reinforcement of polymers by flax fibres: The role of interfaces. *Bio-based Composites for High-Performance Materials: From Strategy to Industrial application*. CRC Press, Taylor & Francis Group, W. Smithipong, R. Chollakup, M. Nardin; 2015.
- [182] Bossi RH, Giurgiutiu V. 15 - Nondestructive testing of damage in aerospace composites. In: Irving PE, Soutis CBT-PC in the AI, editors. *Non-Destructive Evaluation (NDE) of Polymer Matrix Composites*, Woodhead Publishing; 2015, p. 413–48. doi:http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-523-7.00015-3.





## **Etude de l'influence des singularités créées par la technique de placement de fibres automatisé sur les performances des matériaux composites**

**Résumé :** Le procédé de placement de fibres automatisé (AFP) a démontré depuis longtemps ses nombreux atouts pour la fabrication de grandes structures de géométries complexes et variées en matériaux composites. Cependant, un des freins de ce procédé est lié aux singularités pouvant apparaître lors de l'optimisation des trajectoires de drapage. Dans le cadre de ces travaux de recherche, il a été entrepris de déterminer l'influence de la présence de ces singularités tant au niveau de la microstructure que des propriétés mécaniques. Des singularités de nature et de géométrie différentes telles que des gaps et overlaps ont ainsi été introduites volontairement au sein de stratifiés en carbone – époxy drapées par le procédé de placement de fibres automatisé. Leur influence sur différentes configurations d'empilement a été mesurée grâce à la réalisation de nombreux essais mécaniques permettant de déterminer les propriétés dans le plan (traction, compression et cisaillement plan) et des propriétés hors axes (cisaillement interlaminaire, délaminage en mode 1 et en mode 2). Ces premiers essais réalisés à l'échelle d'éprouvette ont été étendus à l'échelle d'une plaque en composite sollicitée sous pression afin de se rapprocher d'un élément de structure. L'ensemble des résultats a mis en évidence un effet local des singularités qui peut être accentué ou non en fonction des conditions de mise en œuvre. En effet, la présence d'une contre plaque lors de l'étape de cuisson en autoclave permet un mouvement de la matière qui, en fonction de ses propriétés intrinsèques, entraîne une cicatrisation complète ou partielle des singularités diminuant ainsi leur influence. La connaissance des limitations du procédé de placement de fibres automatisé peut permettre d'ouvrir de nouvelles perspectives d'avenir et de challenge dans la fabrication de structures composites. De nouvelles possibilités de drapage de matériaux biocomposites réalisés à partir de fibres de lin et de matières thermoplastiques sont ainsi envisagées à la fin de ces travaux.

**Mots-clés :** Matériaux composites, procédé de placement de fibres automatisé (AFP), singularités, propriétés mécaniques, microstructures.

### **A study of the influence of singularities created during automated fibre placement on the performance of composite materials.**

**Abstract :** Automated fibre placement (AFP) shows great potential for the manufacture of large complex composite structures. However, one of the factors limiting more widespread applications of this process is the appearance of singularities when lay-up trajectories are optimized. In this study the influence of geometrical singularities has been studied, both in terms of microstructure and mechanical properties. Different types of singularity, gaps and overlaps, have been deliberately introduced into carbon - epoxy laminates by AFP. Their influence has been evaluated by mechanical testing, both in-plane (tension, compression, shear), and out of plane (interlaminar shear, mode I and mode II delamination). A test has then been developed to simulate the response of a small structure, by transverse pressure loading of plates with and without singularities. Overall, the results show a local effect of these defects on the microstructure which can be accentuated by manufacturing conditions. The use of a caul plate allows local material movements which can result in healing of defects during autoclave cure. The understanding of the AFP process acquired here has enabled new possibilities for manufacturing to be developed. A preliminary study of flax fibre reinforced thermoplastic has been performed, which shows promise for the development of complex biocomposite structures.

**Key words :** Composite materials, automated fibre placement (AFP), singularities, mechanical properties, microstructure.